خواص مکانیکی مواد ۱ — جلسه اول — ۸۴/۷/۳ — میان ترم (نسبت اول) 1X — پایان ترم (حضوری نیست) 2X

بخش اول: عیب بلوری (نابجایی‌ها)

بخش دوم: مکانیزم‌هایی که باعث مقدم شدن می‌شود

(1) Introduction to dislocation , D. Hull

(2) Mechanical Metallurgy , Dieter

بلور فضایی منظمی از نقاط مادی است. هر جا نظم در بلور بهم بخورد یا عیب، از دیدگاه ما عیب خواهد بود.

عیب بلوری از لحاظ هندسی:
1- عیب نقطه‌ای (صفر بعدی)
2- عیب خطی (تک بعدی)
3- عیب سطحی (دو بعدی)

(1) عیب نقطه‌ای:

- جای خالی — Vacancy
- اتم‌های بین نشین — Intertition
- ناخالصی‌ها — Impunities

در جای خالی، خمیدگی ایجاد می‌شود بنابراین اتم‌های همسایه جابجا می‌شوند. این جابجایی به تغییر ابعاد شبکه یا به عبارتی به distortion موضعی است. این عیب یک انرژی دارد. این انرژی مربوط است به مقدار انرژی که برای جابجایی آن تا خارج بلور صرف می‌کنیم. این عیب حتی در حالت تعادل ترمودینامیکی نیز وجود دارد.

$$n_v = N \exp\left(-\frac{E}{kT}\right)$$

n_v: تعداد جای خالی‌ها در حال تعادل در دمای T

N: تعداد اتم‌های شبکه

k: ثابت بولتزمن

T: دمای مطلق

E: انرژی اکتیواسیون یک Vacancy

طبق فرمول با افزایش دما T، n_v افزایش می‌یابد.

بخواهیم مثال E برای مس تقریباً 0.7eV است.

یعنی در دمای $T=300K$ داریم $\frac{n_v}{N} \simeq 10^{-2}$

اما در دمای $T=1200K$:

یعنی از هر 1000 اتم یک Vac داریم $\frac{n_v}{N} = 10^{-3}$

$$\Delta G = nE - T\Delta S$$

s.a.m

Vacancy ها ناخالصی هستند چون در شبکه ایجاد بی‌نظمی می‌کنند. نفوذ و مقاومت به علت وجود همین Vac ها است. به عنوان مثال اگر در ورق صیقل طلا مس را هم بچسبانیم و دما را تا 1000 بالا ببریم هم نفوذ می‌کند بطوری که این نفوذ شدت زیادی دارد و اگر جایی نتوانند بروند برای هم ترکیب درست می‌کنند و راه را هم باز می‌کنند.

اتم‌ها با حرکت Vac ها جابجا می‌شوند و می‌توانند حرکت کنند. البته خود اتم‌ها هم می‌توانند جابجا شوند. (با عامل اصلی حرکت اتم‌ها، Vac ها هستند. Vac ها عمدتاً روی خواص نیز یکی مثل هدایت الکتریکی اثر می‌گذارند تا خواص مکانیکی نیز وی حرکت تشکیل حلول جامد در بالا، پایین بردن سطح انرژی است.

(2) اتم‌های بین نشین و اتم‌های هم جنس با خود (شبکه):

(distortion موضعی)

در اینجا یک انرژی به سیستم اضافه می‌شود. انرژی مورد نیاز برای جا دادن اتم از جنس خود شبکه بسیار بالا است و در عمل در شرایط عادی چنین چیزی وجود ندارد. مثل اشعه انرژی شدید که به سیستم برخورد (مثلاً بمباران هسته‌ای)

(3) ناخالصی‌ها:

به دو صورت می‌توانند وجود داشته باشند

(a) جانشین (مس در آب سیمان)

(b) بین نشین (کربن در آهن)

«عیوب خطی»

نابجایی‌ها dislocations

اگر در بلور وضعی ایجاد شود که کامل نباشد اینهم وضعی ایجاد می‌کند که بلور نکنیم تغییر فرم الاستیک ایجاد می‌شود

(صفحه نصف شده در بعضی از اتم‌ها)

ورق نصف شده ای اتم‌ها به صورت عادی از هم قرار گرفته‌اند

«بردار برگرس»

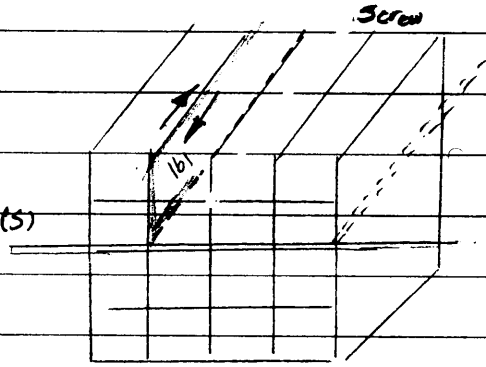
وقتی خصلت بلوری برای ما نقطه ترازم مهم است یعنی وضعیت موازی با هم تفاوتی ندارند بنابراین از اندیس میلر است استفاده می‌کنیم. بردار Burgers خود خصلت نابجایی است. اگر وجهت حرکت نقطه‌ای باشد که بردار برگرس حول خط نابجایی دوران کند بردار برگرس است

s.a.m

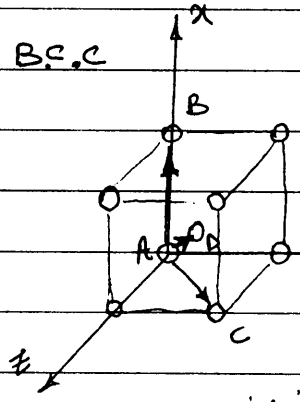
جلسه دوم ۸۴/۷/۵

برای تعریف جایی یک بردار برگرز تعریف می‌کنیم. بردار برگرز یک خاصیت بلوری است و خاصیت بلوری درهم‌جایی بلورها را مشخص می‌کند. با این بردار برگرز می‌توانیم آن‌ها را تقسیم‌بندی کنیم.

edge dislocation (نابجایی پیچی) ⟺ بردار برگرز آن عمود بر خط نابجایی است
screw dislocation (نابجایی پیچی) ⟺ بردار برگرز آن موازی خط نابجایی است
Mixed dislocation (نابجایی مختلط) ⟺ بردار برگرز و خط نابجایی زاویه خاصی دارند



نابجایی مختص دو بعد است و یکی پیچی و یکی لبه‌ای به وجود آمده است.
screw dislocation:
شبکه بلوری صفحه‌ای است صفحه‌ای که اگر دور یکی از آن شبکه بدون نابجایی و منظم است، نابجایی در لایه‌ای صفحه‌ای واقع است. این نابجایی بردار برگرز موازی خط نابجایی است
← بردار برگرز برداری است بین دو اتم شبکه



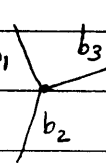
در شبکه BCC به عنوان مثال داریم:
بنابراین بردار برگرز را می‌توان با دو نوع بیان کرد: جهت و با اندازه شبکه مشخص کرد.
مثلاً بردار برگرز به صورت $\frac{a}{2}[110]$ به ما معرفی شود می‌توانیم بگوییم در BCC می‌تواند جهت دو اتم شبکه این بردار مخصوص FCC است

$$\vec{AB} = \vec{b} = a[100] = a$$ (جهت / با اندازه شبکه)
$$\vec{AC} = \vec{b} = a[011] = a\sqrt{2}$$
$$\vec{AD} = \vec{b} = \frac{a}{2}[111] = \frac{a\sqrt{3}}{2}$$

← بردار برگرز عددی است که یک جهت بلوری است مستقل از خط نابجایی است. یعنی با تغییر بردار برگرز خط نابجایی تغییر نمی‌کند. آنچه تغییر می‌کند زاویه بین بردار برگرز و خط نابجایی است (مثلاً پیچی ← لبه‌ای یا برعکس ممکن است تغییر کند)

اصول خط نابجایی:

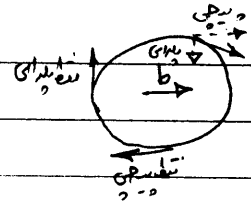
یک خط نابجایی در داخل شبکه نمی‌تواند انتهای آزاد داشته باشد یا به سطح بلور می‌رسد (مفهوم شبکه نابجایی مرتفع می‌شود)
یا با نابجایی‌های دیگر تشکیل نابجایی می‌دهد
$\vec{b_1} + \vec{b_2} + \vec{b_3} = 0$ شرط



بردار نابجایی نصف حلقه‌ای است در جاهای مختلف نابجایی‌های مختلفی داریم

s.a.m

در اینجا یک نابجایی مختلط داریم.



دانسیته نابجایی:

طبق تعریف دانسیته برای هر مقدار (نابجایی یک مقدار است)

$$\text{دانسیته نابجایی} \left(\frac{1}{cm^2}\right) = \frac{\text{طول کل نابجایی}}{\text{حجم}}$$

این رابطه قابل دسترسی نیست. بنابراین ساده می‌کنیم. البته تعدادی که در بدست می‌آوریم همان طول نیست بلکه برابر تقریب است. وقت اضافی لازم نداریم

$$\text{دانسیته نابجایی} \left(\frac{1}{cm^2}\right) = \frac{\text{تعداد خطوط نابجایی}}{\text{واحد سطح}}$$

معمولاً در حالت عادی (وقتی تنش نداریم) این مقدار حدود 10^6 خط بر cm^2 است. اگر این مقدار روی فلزات مختلف شمرده شود بررسی کنیم تفاوت خیلی زیاد نیست. بنابراین فرقی نمی‌کند کدام فلز را انتخاب کنیم. این مقدار ممکن است در اثر عملیات مکانیکی یا حرارتی متفاوت باشد تا 10^{15} یا 10^{11} خط در سانتیمتر مربع افزایش پیدا کند. به این مقدار زیاد شده دانسیته نابجایی گفته می‌شود. میزان تردی و سایر خواص مکانیکی مرتبط با این کمیت است.

حرکت نابجایی:

۱- حرکت لغزشی (لغزش)

۲- حرکت صعودی (صعود)

نابجایی یک عیب خطی است که می‌تواند در داخل بلور جابجا شود. این حرکت به دو صورت زیر است:

لغزش: یک نابجایی می‌تواند روی سطح لغزش خود در جهت لغزش، حرکت لغزشی انجام دهد.

این حرکت حاصل تأثیر تنش یا به عبارتی نیرویی است که به بلور وارد می‌شود.

سطح لغزش: سطحی است که خط نابجایی و بردار برگرس آن را در بر می‌گیرد. در نابجایی پیچی سطح لغزش منحصر به فرد است زیرا دو بردار مذکور هم‌راستا هستند و صفحه‌ای که شامل این دو بردار باشد تنها یک وضعیت وجود دارد. در نابجایی پیچی سطح لغزش غیر مشخص است زیرا بردار برگرس و خط نابجایی بالقوه موازی‌اند و در هر حالتی که صفحه‌ای شامل این دو باشد صفحه وجود دارد.

جهت لغزش: جهت لغزش همان جهت بردار برگرس نابجایی است.

نابجایی در هر جهتی نمی‌تواند روی سطح لغزش حرکت کند بلکه تنها در جهات لغزش می‌تواند حرکت کند.

چه وقت می‌تواند؟ شرط لغزش این است که سطح لغزش نابجایی سطح فشرده باشد. بنابراین جهت لغزش هم باید جهت فشرده باشد.

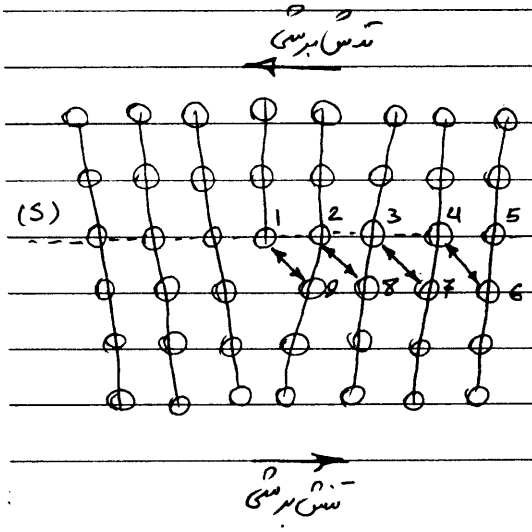
پس: «نابجایی روی یک سطح فشرده در جهت فشرده می‌تواند حرکت کند.»

s.a.m

شبکه بلوری	سطوح لغزش (لغزش)	جهات لغزش (لغزش)	سیستم لغزش
F.C.C	$\{111\}$ 4	$\langle 110\rangle$ 3	$\{111\}\langle 110\rangle$ 12 ①
B.C.C	$\{110\}$ 6	$\langle 111\rangle$ 2	$\{110\}\langle 111\rangle$ 12 ③
H.C.P	$\{0001\}$ 1	$\langle 11\bar{2}0\rangle$ 3	$\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 3 ②

محیط یک سطح فشرده و جهت فشرده یک سیستم لغزش می گویند. در واقع ارکان لغزش را مشخص می کند.
در FCC صفحه $\{111\}$ صفحه لغزش داریم به عنوان مثال.
بدیهی است که سیستم لغزش هر چه بیشتر باشد لغزش بهتر انجام می شود ولی فشردگی عامل اول تعیین نشده است. بنابراین اگر بخواهیم طبقه بندی کنیم به ترتیب FCC ، B.C.C, H.C.P خواهد بود.
صفحه $\{110\}$ در BCC خیلی کمتر از صفحه $\{111\}$ FCC فشرده است.
صفحه $\{0001\}$ در H.C.P فشردگی دقیقاً برابر $\{111\}$ FCC است. چون ترتیب قرار گرفتن اتم ها یکسان است.
بنابراین لغزش در Al بهتر نسبت به Fe است هم صفحه هم جهت. Mg بهتر از آهن و کمتر از Al حرکت می دهد.

حرکت لغزشی یا جابجایی:
حرکت جابجایی را از دو دیدی می توان بررسی کرد یکی مکانیزم لغزش است یعنی چه جوری لغزش انجام می شود و دیگری نتیجه لغزش است یعنی چه تغییراتی در اثر لغزش بوجود می آید.



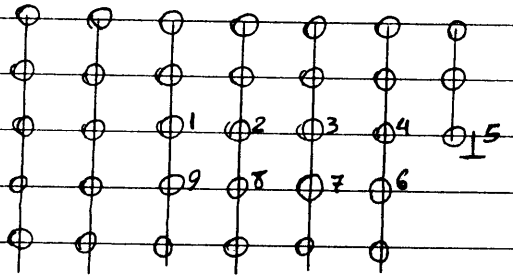
مکانیزم لغزش:
توجه می کنیم که اتم هایی که در روی خط جابجایی قرار گرفته اند به سوی جهات دارند.
اگر بلورها تحت تأثیر تنش برشی قرار بگیرد در اثر تنش اعمال شده سوزن ها می توانند جابجا شوند. حالت اولیه تک اتم ها بایستی می شود که با اولین تغییر سوزن خط نابجایی از موقعیت (1) به (2) جابجا شود

s.a.m

و این همین ترتیب پرندها جا میشوند در نهایت جفت جایی به موقعیت (5) میرسد.

بنابراین جابجایی با تغییر پرندها حرکت می کند

جابجایی ستونی از اتم ها است. قابل تصور نیست که این ستون بتواند بدون حرکت کند چون اصلا جایی برای این حرکت وجود ندارد. پس لحاظ نظری نه گفته شد این حرکت تغییر موقعیت پرندهاست. دقیقا مانند حرکت یک موج که ساده نیست است ولی موج حرکت می کند. و اینجا هم اتم ها بصورت سرپرداز حرکت می کنند



پرندهای بعد از نوسان
- 1 ↔ 9
- 2 ↔ 8
- 3 ↔ 7
- 4 ↔ 6
- 5 → موقعیت جدید جابجایی

پرندهای قبل از نوسان
- 1 → پرنده جا نداشت
- 2 ↔ 9
- 3 ↔ 8
- 4 ↔ 7
- 5 ↔ 6

نقطه ضعف نوسان جابجایی نشر دهنده اتم است

مطلع نشده یعنی نزدیکی اتم ها بنابراین:

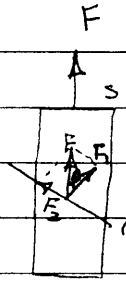
علت نیاز به نشر این است که با تنش کمتر تغییر پرندها راحت تر صورت پذیرد.

با گفتن خواهیم دید، نوسان دو طرفه بردوی یکدیگر بدون حضور جابجایی نیاز به تنش بسیار بالایی دارد که ما نمی توانیم تامین کنیم. پس در حضور جابجایی نوسان را ساده می بینیم

s.a.m

جلسه سوم ۱۰/۷/۸۴

نتیجه: تنش تغییر شکل پذیر شبیه است



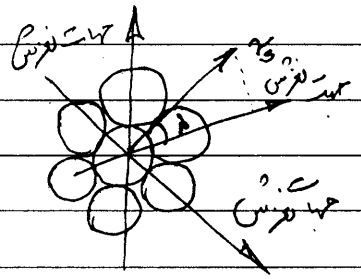
$\sigma = \frac{F}{S}$

$F_1 = F\sin\theta \qquad \tau_S = \frac{F\sin\theta}{S/\cos\theta}$

$F_{\frac{1}{2}} = F\cos\theta$

تنش برشی $\tau_S = \frac{F_2}{S'} \qquad \tau_S = \frac{F}{S}\sin\theta\cos\theta$

$S = S'\cos\theta \qquad \tau_S = \frac{F}{2S}\sin 2\theta$



مؤلفه تنش برشی در جهت حرکت به جای

همانطور که دیده می شود مؤلفه تنش برشی

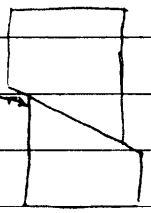
در جهت حرکت به جای اثر می کند تنش نرمال و زاویه سطح تنش آن دارد

در واقع همین مقدار جهات تنش وجود دارد و میزان تنش برشی در سطوح مختلف

متفاوت خواهد بود. با این مؤلفه تنش به جای حرکت کاهش و فرض می کنیم که

به انتهای میله برسد و بصورت متمرکز به سطح پدیده می آید. اندازه به اندازه b خواهد

بود و یک مؤلفه در جهت تنش نیز دارد. بنابراین در تنش گرانی دی شود و نتیجه



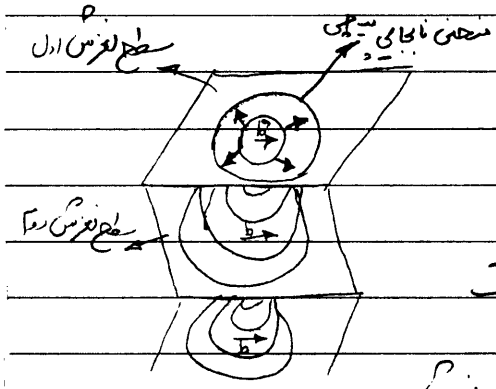
آن که از زیاد طولی است کمانی می شود و هر چیز طبیعت به سرعت کرجالی است اما تغییر ابعاد جانبی ها هم در نتیجه زیاد است و مجموع

این از زیاد طول های همان تغییراتی است که ما اندازه گیری می کنیم (با کرنش سنج). البته هیچ راهی ندارد که در جانبی دو اثر تنش

با انتهای به صفر برسد و یک از زیاد طول ایجاد کند. یعنی اگر به انتها نرسد، در حال در تنش کرنش که مؤلفه تنش کرنش دارد.

نه جانبی پدیده ای سطح روی سطح تنش خود حرکت می کند نه جانبی سطحی سطح تنش مشخص ندارد می توانند سطح تنش خود را عوض کند

اما نه جانبی پذیری نمی توانند از سطح تنش خود شان خارج شود



تنش تماسی (متقاطع Cross sheap)

کمترین تنش مربوط به نه جانبی سطحی است.

همواره در اثر تنش تنش همواره عمود بر سطح نه جانبی وارد می شود.

بنابراین نه جانبی همواره عمود بر سطح خود حرکت می کند

اگر نه جانبی به صورت حلقه ای باشد، نیروی وارده بر آن به صورت سطحی است

تنش حلقه نه جانبی در اثر تنش همواره منسطح می شود.

وقتی نه جانبی به جایی می رسد که نمی تواند حرکت کند مثلاً مانع، مجبور می شود سطح تنش

خود را عوض کند به نحوی که سطح تنش خود را عوض می کند محدوده شروع به منسطح کند

تنش تماسی از تنش ساده روی سطح مشکل تر است (انرژی بیشتری لازم دارد) اما قابلیت تغییر بیشتری دارد

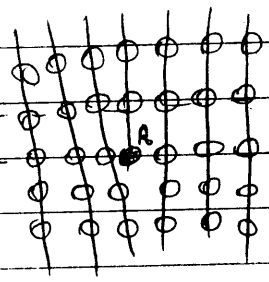
نه جانبی پدیده ای، چون نه جانبی پدیده ای نمی تواند سطح تنش خود را عوض کند، اما پیچیده می تواند (با تنش تماسی)

نه جانبی حرکت ملاقه Reversible دارد، وقتی وارد منطقه پلاستیک شد دیگر پشت ندارد (انرژی مصرف شده در نمی شود) بنابراین منطقه الاستیک

s.a.m

حرکت صعودی (نشستن نابجایی پله‌ای)

حرکت صعودی برای نابجایی پیچی مفهوم ندارد چون سطح لغزش خود را با نوار تنش تعیین می‌کند



سطح لغزش

برای تشریح بهتر از مجموعه اتم‌های روی خط نابجایی لبه استفاده می‌کنیم

اگر یک ردیف اتم A برداشته شود، خط نابجایی لبه بالا رونده می‌شود و سطح لغزش (S) ایجاد می‌شود. این پدیده صعود مثبت نامیده می‌شود.

حال اگر یک ردیف اتم بر ردیف اتم‌های A اضافه شود، خط نابجایی نزولی شده

به این حالت صعود منفی می‌گویند. در دو حالت خط نابجایی از نوع لبه پله‌ای شده جابجا می‌شود

بنابراین چه نابجایی‌هایی می‌توانیم برای این پدیده تصور کنیم:

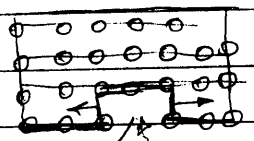
صعود مثبت
- نفوذ Vacancy‌ها به خط نابجایی و جذب آن‌ها باعث حرکت خط (در اثر Vacancy ↓)
- تولید یک اتم بین نشین زیر خط نابجایی و حرکت آن در شبکه (نفوذ)

توضیح: منظور است چون اطراف اتم A یک منطقه منبسط است، جذب اتم A به صورت بین نشین دوست و شروع به حرکت می‌کند

اتم بین نشین از جنس خود شبکه انرژی آستانه‌ای بالایی دارد بنابراین احتمال وقوع آن بسیار کم است بنابراین مرحله دوم خیلی کند اتفاق می‌افتد از طرف دیگر حرکت یک اتم در بین اتم‌های فشرده شبکه انرژی بالایی نیاز دارد یعنی اگر جایی نخواهد به حال تعادل باشد همان زیر خط نابجایی است که منطقه منبسط است.

صعود منفی
- نفوذ اتم‌های بین نشین به خط نابجایی و جذب آن‌ها باعث حرکت خط (از لحاظ انرژی بسیار احتمالی دارد)
- تولید یک Vacancy زیر خط نابجایی و حرکت آن در شبکه (در اثر Vacancy ↑)

- اگر اتم‌های بین نشین از جنس دیگری غیر از خود شبکه باشند معمولاً در جاهای بین نشینی قرار می‌گیرند که جلوی اتم‌های خود شبکه قرار می‌گیرند و مانع حرکت می‌شوند. نتیجه‌ی این است صعود مثبت با تولید Vacancy اتفاق می‌افتد



حالا این طور می‌توانیم فرض کنیم خط نابجایی یک اتم نیست بلکه تعداد بسیار زیادی اتم آن را تشکیل می‌دهند در این صورت وقتی یک Vacancy حرکت می‌کند سبب خط نابجایی احتمال اینکه جذب حرکت از اتم‌ها شود کم است. اگر یک اتم جذب شود بخشی از خط نابجایی منطبق با سطح بالاتر منتقل می‌شود و یک پلکانی ایجاد می‌شود (jog)

بنابراین صعود عبارت است از تولید jog روی خط نابجایی و حرکت jog روی خط نابجایی

نابجایی همیشه همراه با jog است

انرژی آستانه Vacancy‌ها بیشتر از انرژی آستانه تولیدی است

احتمال جذب Vacancy روی صعود زیاد است زیرا

برخورد داشتن انرژی کمتری نیاز دارد است.

اما اگر تعداد Vacancy‌ها کمتر از حد تعادل باشد

آنگاه صعود منفی رخ می‌دهد

جهت صعود را بیشتر تنش‌ها تعیین می‌کنند Vacancy

$$U_{cr} = U_0 + U_V + U_m$$

- U_0: انرژی صعود نابجایی
- U_V: انرژی تولید jog
- U_m: انرژی تولید Vacancy
- انرژی حرکت Vacancy

حرکت jog

Vacancy — مازاد جذب

s.a.m

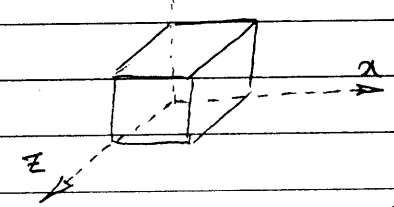
در وضعیت مساوی آن حالتی را داریم که Uncertainty از یک تعادل بسیار صعودی کند.

« الاستیسیته تنها »

نشتم در اطراف خط تنها جایی اتم‌ها جابجا می‌شوند تا آن خط را وصل کنند. این جابجایی به صورت الاستیک یعنی در اطراف خط تنها جایی یک میدان برش الاستیک وجود دارد این میدان برش را بدست آوردیم می‌توانیم میدان تنش را بدست آوریم و از روی میدان تنش می‌توانیم انرژی را حساب کنیم. در محیط ارتجاعی یافته انرژی ذخیره می‌شود.

۸۷،۷،۱۲ جلسه چهارم

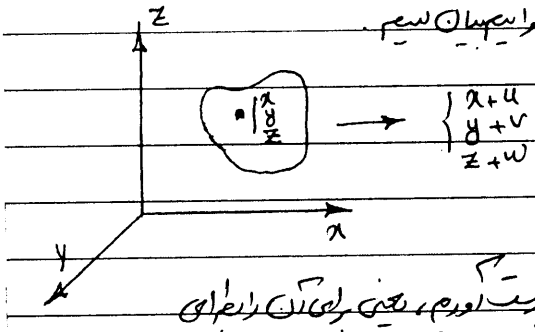
وقتی جابجایی الاستیک داریم یک میدان برش در نزدیکی خط تنها جایی وجود دارد. از رابطه‌های تنش را الاستیک داریم می‌توانیم واداشتن این میدان را با میدان‌های دیگر که می‌تواند وضعیت تنها جایی باشد را بدست آوریم. بنابراین برای کنترل خواص یک تنها جایی باید بتوانیم میدان تنش و کرنش را در اطراف آن بدست آوریم



برای این الان ۶ مؤلفه تنش کرنش می‌توانیم

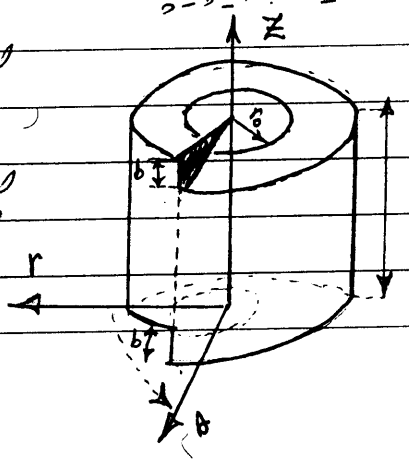
ε_x	σ_x	γ_{yz}	τ_{yz}
ε_y	σ_y	γ_{xz}	τ_{xz}
ε_z	σ_z	γ_{xy}	τ_{xy}

متصور شویم. بنابراین ۶ مؤلفه کرنش هم می‌توانند وجود داشته باشند. پس میدان‌های تنش و کرنش را برای بدن این مؤلفه‌ها می‌توانیم بیان کنیم.



از جسم را تحت تأثیر نیروهای تغییر شکل می‌دهد، در نتیجه تغییر شکل نقطه $\begin{matrix}x\\y\\z\end{matrix}$ به $\begin{matrix}x+u\\y+v\\z+w\end{matrix}$ تبدیل می‌شود که u و v و w به ترتیب جابجایی‌های x و y و z هستند. اگر u و v و w را برای تمام نقاط جسم بدست آوریم، یعنی برای آن را اعوجاج دیده‌ایم پس کرنش را بدست آورده‌ایم. u و v و w می‌توانند هر کدام تابع x و y و z باشند.

« میدان تنش حول یک تنها جایی پیچی »



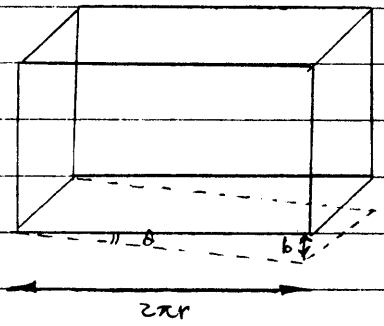
اگر یک Rink را در نظر بگیریم (ترجیحاً) اگر این رینگ را روی صفحه‌ای بچرخانیم بطوری که ضخامتی نداشته باشد اگر این جسم را در جهت محور استوانه بگذاریم. اندازه‌ها و محورها را $R\theta Z$ انتخاب کنیم، تنها کرنشی که می‌تواند وجود داشته باشد در جهت Z است

s.a.m

$$\gamma_{\theta z} = \varepsilon_{\theta z} = \frac{b}{2\pi r}$$

$$\tau_{\theta z} = \frac{Gb}{2\pi r}$$
(Screw)

سازه‌ش‌ها را فرض کنید
برایتان جا مسئول برشهاست
هر نقطه‌ای را روی یک دایره‌ای به شعاع r حول جسم که خیلی به اندازه‌ی b باشد خواهیم آمد. درست مانند این است که به جای یک دایره‌ای مواد را برش داده باشیم یعنی مدار برش به جای یک دایره‌ای به شعاع r طی شود.

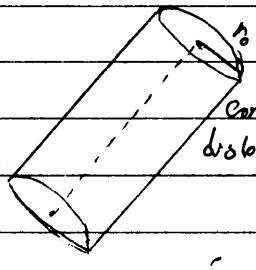


اگر این Riak را باز کنیم که مستطیل می‌شود
سپس روی این مستطیل به اندازه‌ی b (یا $\frac{b}{2}$) پایین آوردیم
به جایی که برش آن سر آن را شروع نکرده بودیم
سپس برش را به عقب برگردانده تا $\frac{b}{2\pi r}$ است و در جهت z است
چون تمام جابجایی‌ها در جهت z است.
اگر محور z مختصات کارتزین را نقطه‌ای بگیریم بتوانیم دستگاه داریم:

$$\tau_{xz} = -\frac{Gb}{2\pi}\frac{y}{x^2+y^2}$$

$$\tau_{yz} = \frac{Gb}{2\pi}\frac{x}{x^2+y^2}$$

(Screw) $(r > r_0)$



روابط بالا را دیدیم میدان تنش تولید شده جابجایی متناسب با $\frac{1}{r}$ است
یعنی $r \to 0$ ، $\tau \to \infty$ تنش بی‌نهایت در داخل شیلد
مفهوم ندارد.
برای این بود که با Riak
از روش انرژی استفاده کنیم یعنی برای هر خط نابجایی
یک محدوده‌ای در نظر بگیریم که شعاعی مانند r_0 که آن
core of dislocation
نیستند. ما در اینجا حالتی را در نظر گرفتیم که شعاع اثر یک نابجایی پیچی بود در یک شیلد. روشی مثل برای سازه‌ای
بالا را از قوانین محیط پیوسته استفاده می‌کنیم. یعنی فرض می‌کنیم ماده پیوسته است. اما وقتی خیلی
نزدیک خط نابجایی می‌شویم دیگر نمی‌توانیم ماده را پیوسته فرض کنیم. چرا که در آنجا باید جابجایی اتم به اتم
را در نظر بگیریم اما این را نداریم. با نقطه‌ها را در نظر گرفتیم و جابجایی آن‌ها را حساب کردیم. پس بنابراین
برای استفاده از قوانین محیط پیوسته قائل می‌شویم و روابط نابجایی نمی‌توانیم بگوییم r_0 مورد کجاست
و چه طور b است.

« میدان تنش از نابجایی پیچی »
اگر از همین روشی که گفتیم یا از یکی از روابط σ و τ این سه تا کم بدست می‌آید:

$$\sigma_x = -Dy\frac{3x^2+y^2}{(x^2+y^2)^2}$$

$$\sigma_y = Dy\frac{x^2-y^2}{(x^2+y^2)^2}$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x+\sigma_y)$$

$$\tau_{yz} = 0, \quad \tau_{xz} = 0$$

$$\tau_{xy} = Dx\frac{x^2-y^2}{(x^2+y^2)^2}$$

$$D = \frac{Gb}{2\pi(1-\nu)}$$

s.a.m

ν ضریب پواسون $\quad \nu = \left| \frac{\text{کرنش جانبی}}{\text{کرنش محوری}} \right| \quad ; \quad \nu = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} = -\frac{\varepsilon_z}{\varepsilon_x}$

برروی تصویر استوانه‌ای می‌توان نوشت:

$$\sigma_r = \sigma_\theta = -D\frac{\sin\theta}{r}$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_r + \sigma_\theta) \qquad \text{(edge)}$$

$$\tau_{\theta r} = D\frac{\cos\theta}{r}$$

همانطور که ملاحظه می‌شود در نابجایی پیچی میدان تنش، زاویه θ نقش دارد در حالی که در اطراف نابجایی پیچی میدان تنش به θ بستگی ندارد. از تعریف این نابجایی‌ها نیز چنین برمی‌آید

«انرژی الاستیک»

هر نابجایی یک انرژی الاستیک در سیستم ذخیره کرده که می‌توانیم آن را براساس کرنش حاصله، بدست آوریم.
ما تنها تنش را در دو محدوده در نظر گرفتیم، یعنی نابجایی در اطراف خودش و منطقه دور. Core و خود میدان تنش که تقریبی مادر آنجا صادق نبود. بنابراین انرژی کل ذخیره شده در سیستم از دو قسمت تشکیل شده

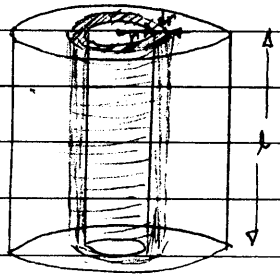
Energy elast. tot = Energy elast. dis + Energy elast. Core

انرژی Core را انرژی خود میدان تنش نابجایی گوییم و انرژی مربوط به Core را نادیده می‌گیریم محاسبه کنیم. آن را فرض می‌کنیم.

چون انرژی فضای الاستیک را با دقت محاسبه می‌کنیم بنابراین مهم نیست که $E_{elast\ core}$ چقدر است. انرژی نادیده گرفته شده را صفر فرض می‌کنیم، می‌توانیم مقداری برای آن فرض کنیم.

در یک محیط کرنش یافته می‌توانیم انرژی در واحد حجم را حساب کنیم:

مقدار $\frac{1}{2}\tau\gamma$ سطح زیر نمودار تنش کرنش یا به عبارتی مساحت مثلث است. بنابراین الاستیک $\frac{dE}{dV} = \frac{1}{2}\tau\gamma$



انرژی حجم Rink را در نظر بگیرید: اگر l را برابر فرض کنیم $dV = 2\pi r.dr.l$

$$\Rightarrow dE = \frac{1}{2}(2\pi r dr \times \frac{b^2}{2\pi r}\tau)$$

انرژی که محاسبه می‌کنیم در واحد طول خواهد بود

$$dE = \frac{1}{2}\tau b.dr$$

این یک رابطه‌ای است برای Rink

حالا برای نابجایی پیچی و پله‌ای آنها را جایگزین می‌کنیم

s.a.m

برای نابجایی پیچی: $dE = \frac{1}{2}\tau b\, dr$ — برای نابجایی لبه‌ای: $dE = \frac{1}{2}\tau b\, dr$

$\tau = \frac{Gb}{2\pi r}$ — $\tau = \frac{Gb}{2\pi(1-\nu)}\frac{\cos\theta}{r}$

$dE = \frac{1}{2}\frac{Gb}{2\pi r} b\, dr$ — $dE = \frac{1}{2}\frac{Gb}{2\pi(1-\nu)} b \frac{\cos\theta}{r} dr$

$E = \int_{r_0}^{r_1} \frac{Gb^2}{4\pi}\frac{dr}{r}$ — $E = \int_{r_0}^{r_1} \frac{1}{2}\frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)}\frac{\cos\theta}{r} dr$ (1)

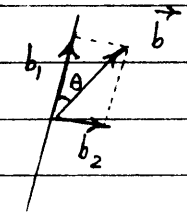
$E_{elast}^{(screw)} = \frac{Gb^2}{4\pi}\ln\frac{r_1}{r_0}$ — $E_{elast}^{(edge)} = \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)}\ln\frac{r_1}{r_0}$

انرژی الاستیک بر واحد طول

r_0 را در اینجا تعریف می‌کنیم. به شعاعی از نابجایی‌ها دارد:

- نابجایی کل بلور: r_1 = ابعاد بلور
- نابجایی زیاد: r_1 = فاصله متوسط نابجایی‌ها

(1) چون در اینجا $\cos\theta$ داریم، برای راحتی کار انرژی الاستیک را روی سطح $\theta = 0$ (یا سطح $\pi/2$) در نظر می‌گیریم



انرژی الاستیک نابجایی مختلط:

اگر b مولفه پیچی نابجایی مختلط و b_2 مولفه لبه‌ای آن باشد می‌توانیم بنویسیم:

$$E_{elast}^{(mixed)} = E_{elast}^{(screw)} + E_{elast}^{(edge)}$$

$$= \left[\frac{Gb_1^2}{4\pi}\ln\left(\frac{r_1}{r_0}\right) + \frac{Gb_2^2}{4\pi(1-\nu)}\ln\frac{r_1}{r_0}\right] \qquad b_1 = b\cos\theta,\ b_2 = b\sin\theta$$

$$= \left[\frac{Gb^2\cos^2\theta}{4\pi}\ln\left(\frac{r_1}{r_0}\right) + \frac{Gb^2\sin^2\theta}{4\pi(1-\nu)}\ln\left(\frac{r_1}{r_0}\right)\right]$$

$$= \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)}\ln\frac{r_1}{r_0}\left[(1-\nu)\cos^2\theta + \sin^2\theta\right]$$

$$= \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)}\ln\frac{r_1}{r_0}\left[1-\nu\cos^2\theta\right]$$

انرژی الاستیک بر واحد طول نابجایی مختلط

s.a.m

اگر دقت کنیم، متوجه خواهیم شد چون هر کوچکتر از یک است بنابراین انرژی الاستیک بر واحد طول نابجایی پیچ
بیشتر از انرژی الاستیک بر واحد طول پیچ است. انرژی الاستیک بر واحد طول نابجایی مختلط مقداری بین
این دو مقدار است.

نتیجه می‌گیریم هر چه آمدن نابجایی پیچی محتمل‌تر از نابجایی لبه‌ای است.

در حالت‌های بدست آمده a^2 تقریباً مقدار ثابتی است، a هم به همین ترتیب ... می‌توانیم بگوییم انرژی الاستیک بر واحد
طول نابجایی با b^2 طی تناسب است یعنی ضریبی از آن است.

$$E_{el} = \alpha G b^2$$

α بر حسب نابجایی فرق می‌کند. ضریبی است که همواره کوچکتر از یک است.

اگر از یک بلور عکس گیریم شبکه بلور متش و در این صورت معمول برگرس هم ثابت است

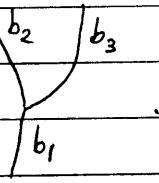
پس در یک حالت خاص:

$$E_{el} \propto b^2$$

"تفوق ترانه"

در واقع یک بلور چون انرژی الاستیک بر واحد طول متناسب با b^2 است. می‌توانیم با در نظر گرفتن بردارهای برگرس اتمان
ترکیب و تجزیه نابجایی‌ها (یا بردار برگرس) را پیش‌بینی کنیم.

شکل اگر بردار b خواهد تجزیه شود



$$\vec{b_1} \longrightarrow \vec{b_2} + \vec{b_3}$$

تفوق ترانه می‌گوید نابجایی اتمان نیست که انرژی کاهش یابد.
یعنی انرژی الاستیک بر واحد طول نابجایی اولیه بیشتر از انرژی
الاستیک بر واحد طول دو نابجایی بوجود آمده باشد. (یعنی در جهت کاهش انرژی برویم)
به عبارت دیگر باید داشته باشیم:

$$b_1^2 > b_2^2 + b_3^2$$

عکس این مطلب هم به همین ترتیب است. یعنی اگر قرار باشد دو نابجایی
ترکیب شوند باید در جهت کاهش انرژی باشد تا اتمان پذیر باشد.

به عنوان مثال در شبکه FCC یک نابجایی مرهم داریم: $\frac{a}{2}[110]$ بردار برگرس آن بین اتم را نشان بلکه
و اتم یکی از صفحات است (یکی از سه صفحه‌ای که اتم را نشان از آن‌ها گذشته)

$$\frac{a}{2}[110] \longrightarrow \frac{a}{6}[121] + \frac{a}{6}[2\bar{1}1]$$

یک تجزیه‌ای مرا از لحاظ بردارهای برگرس است:

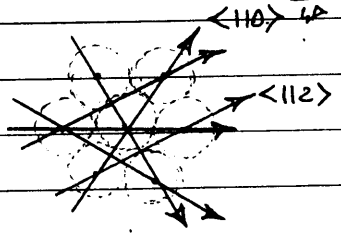
$$\begin{cases} a/2(1) = a/6(1) + a/6(2) \\ a/2(1) = a/6(2) + a/6(1) \\ a/2(0) = a/6(1) + a/6(\bar{1}) \end{cases}$$

اگر خواهیم از لحاظ انرژی بررسی کنیم:

$$(a^2/4 + a^2/4 + 0) \longrightarrow (a^2/36 + 4a^2/36 + a^2/36) + (4a^2/36 + a^2/36 + a^2/36)$$

$$a^2/2 \longrightarrow a^2/3$$

یعنی از لحاظ انرژی هم این تجزیه اتمان پذیر است



در FCC

s.a.m

مثال دیس‌لوکیشن BCC از نظر برداری :

$$\frac{a}{2}[111] \longrightarrow \frac{a}{3}[111] + \frac{a}{6}[11\bar{1}]$$

از لحاظ انرژی :

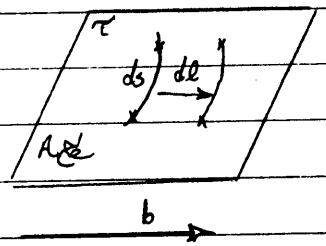
$$\left[\frac{a^2}{4}+\frac{a^2}{4}+\frac{a^2}{4}\right] \longrightarrow \left[\frac{a^2}{9}+\frac{a^2}{9}+\frac{a^2}{9}\right]+\left[3\times\frac{a^2}{36}\right]$$

$$\frac{3a^2}{4} \longrightarrow \frac{5a^2}{12}$$

پس از لحاظ انرژی قابل انجام است.

« جلسه پنجم » ۱۷/۷/۸۷

« نیرو روی خط نابجایی »



اثر تنش برروی سطح نابجایی ایجاد می‌شود متناظر با آن یک نیرو وجود دارد و برعکس هر نیرو یک تنش متناظر دارد. این تنش میزان تغییر تنش برشی است. این تنش می‌تواند خارجی باشد و ما ایجاد کنیم یا داخلی باشد مثل اثر میدان تنش دو نابجایی بر یکدیگر. ابتدا نیرو اثر تنش ایجاد شده بر روی یک نابجایی مرسوم سطح لغزش را بدست می‌آوریم. تنش τ بر سطح نابجایی وارد می‌شود می‌خواهیم بدانیم چه نیرویی بر نابجایی وارد می‌شود؟ وقتی می‌گوییم بر اثر تنش τ یک المان کوچک نابجایی مثل ds به اندازه dl حرکت کند. سطح جاروب شده $ds.dl$ است. نیرویی که بر کل سطح A وارد می‌شود (τA) است. $\left(\frac{ds\,dl}{A}\right)$ کسری از سطح است که تنش روی آن اثر می‌کند.

برای این جابجایی داریم :

$$W = \left(\frac{ds.dl}{A}\right) b \times \tau A$$

جابجایی نیرو

جابجایی روی سطح برروی بردار $\left(\frac{ds.dl}{A}\right) b$:

حال چون اثر جابجایی تمام سطح A را جاروب کرده جابجایی به اندازه بردار برگرز سطح را داریم.
بنابراین حال کسری از سطح جاروب شده به اندازه جاصفر آن در بردار برگرز جابجایی صورت گرفته است.
W کار انجام شده برای حرکت المان نابجایی به اندازه dl است.

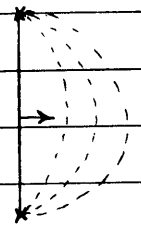
$$W = \tau b\, ds\, dl$$

جهت نیرو عمود بر خط نابجایی است. زیرا جهت حرکت عمود بر خط نابجایی است.
چون برای نابجایی ثابت است، حرکت نابجایی به معنای ازدیاد طول و خمیده شدن آن است.
در اثر تنش یا نیرو نابجایی برگرد است یا بر سطح رسیده است بنابراین آن ماده نمی‌تواند حرکت کند.
از دیاد طول نابجایی یعنی از لحاظ انرژی بیشتر می‌شود و این هم از دیاد انرژی است
پس یک مکانیسم الاستیکی در جهت کاهش انرژی است. ما به این نیروی مکانیسم الاستیکی نیروی خط می‌گوییم. در واقع نیرویی است که می‌خواهد طول نابجایی (یعنی انرژی) را Min کند

$$F = \frac{W}{dl} = \tau b\, ds$$

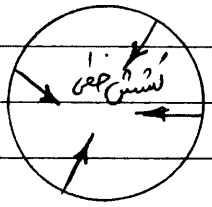
$$f = \tau b$$

نیرو بر واحد طول نابجایی



s.a.m

یا اگر حفره نابجایی داشته باشیم، تنش خطی در جهت کاهش شعاع عمل می‌کند.



تنش خطی: افزایش انرژی به ازای افزایش واحد طول نابجایی است (از جنس نیرو)

تنش خطی $T = \alpha G b^2$

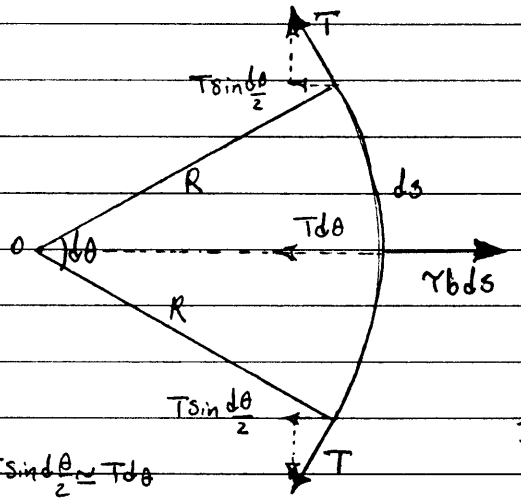
می‌توانیم تنش خطی را بر حسب تنش اعمال شده محاسبه کنیم.

τ: تنش

τb: نیروی واحد طول

$\tau b ds$: نیروی وارد بر طول ds

$T d\theta$: برآیند نیروهای وارد بر اثر تنش خطی



نابجایی با طول ds را در نظر می‌گیریم که شعاع انحنای آن R و زاویه انحنای آن $d\theta$ باشد. تنش τ در جهت عمود بر ds نیرو وارد می‌کند. نیروها را تصویر می‌کنیم روی محور افقی. نیروی τbds از طرف مسیر تنش وارد می‌شود. تنش خطی باید از خمیدگی نابجایی جلوگیری کند بنابراین در راستای به صورت عمود بر خط نابجایی وارد می‌شود. مؤلفه‌های عمودی یکدیگر را خنثی می‌کنند بنابراین مجموع نیروهای بازدارنده $2T\sin\frac{d\theta}{2}$ می‌شود و چون $d\theta$ کوچک است برابر $Td\theta$ می‌شود. برای اینکه این دو نیرو با هم متعادل شوند داریم:

$$Td\theta = \tau b\, ds \xrightarrow{ds = R d\theta} R = \frac{T}{\tau b} \Rightarrow R = \frac{\alpha G b}{\tau}$$

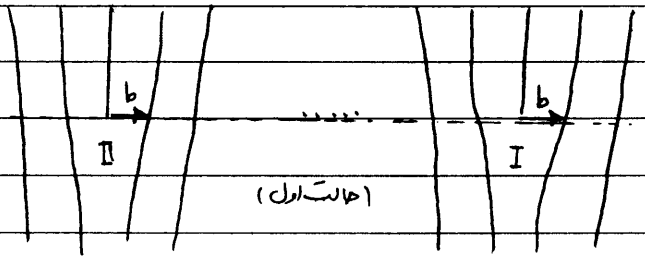
معادله کمترین شعاع انحنا تنش اعمال شده:

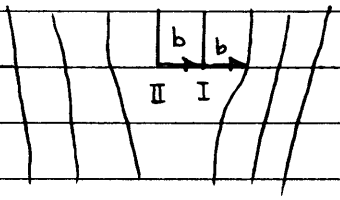
نیروی بین دو نابجایی:

تنش‌های می‌توانند داخلی یا خارجی باشند. در اینجا اگر تنش داخلی یعنی نیروی بین دو نابجایی را بررسی کنیم.

قبل از اینکه از لحاظ کمی بررسی کنیم از لحاظ کیفی می‌توانیم:

اگر دو نابجایی پیچی روی یک سطح لغزش در نظر بگیریم و هر دو بردار برگرز هر دو b باشد و در فاصله دور از هم باشند به طوری که هیچ برهم‌کنشی با هم نداشته باشند (هیچ نیرویی) این حالت را با حالتی دو نابجایی هم علامت مقایسه می‌کنیم





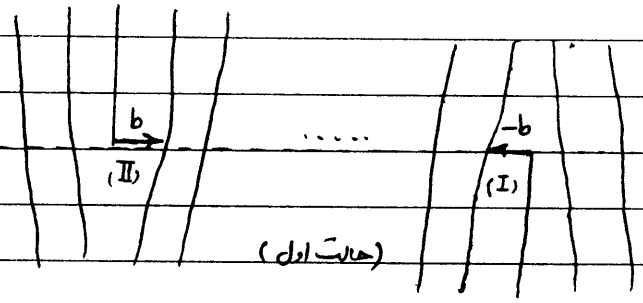
حالت اول: $E_{el} = E_{el(I)} + E_{el(II)} = \alpha G b^2 + \alpha G b^2 = 2\alpha G b^2$

حالت دوم: $E_{el} = \alpha G (2b)^2 = 4\alpha G b^2$

s.a.m

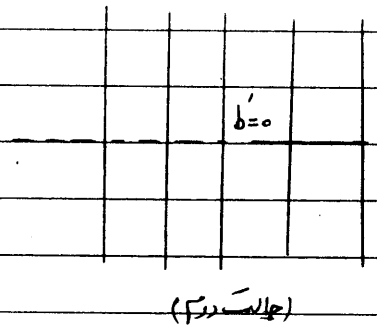
در حالت دوم فرض کردیم دو نابجایی اندازه برابر به هم نزدیک شوند به طوری که برآیند یعنی دو نیم صفحه دو نابجایی هم مرتبط شوند. در یک حالت کلی تر می توان فرض کرد که نیم صفحه اضافی در این حالت مثلاً دهم است و این نیم صفحه اضافی از سمت چپ وارد می شود و سپس به دو نابجایی تقسیم می شود. یکی از این نابجایی ها به سمت راست حرکت می کند و دیگری به سمت چپ. اگر مسیر حرکت نابجایی ها را در نظر بگیریم، می بینیم که نابجایی ها در خلاف جهت هم حرکت می کنند.

حالا اگر دو نابجایی به هم نزدیک شوند، دو نیم صفحه اضافی در این حالت مثل دهم هستند. این دو نابجایی ها از بین می روند. یا نابجایی جدید با بردار برگرس صفر داریم.



$E_{el} = E_{elI} + E_{elII} = \alpha G b^2 + \alpha G(-b)^2$ در حالت اول

$= 2\alpha G b^2$



$E_{el} = 0$

بنابراین یک انرژی داریم بین یک نیروی جاذبه باید وجود داشته باشد.

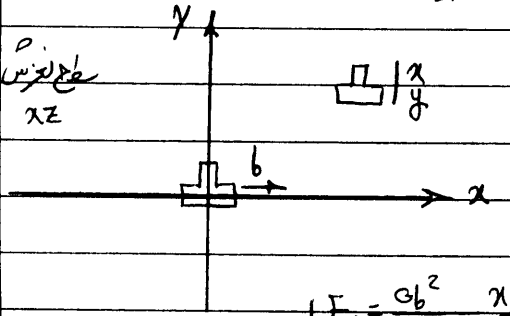
بین نابجایی ها می توانند با هم واکنش یا جاذبه داشته باشند. پس می توانیم نیروی بین آن ها را محاسبه کنیم:

کاسبه نیروی بین دو نابجایی پارالل:

در اینجا یک حالت بسیار ساده را در نظر می گیریم:

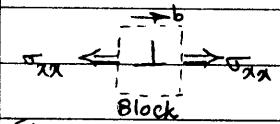
یک نابجایی در صفحه xz (صفحه لغزش) و یک نابجایی به موازات آن در راستای محور z

دو نابجایی به فاصله b از هم قرار دارند.



$$\begin{cases} F_x = \tau_{xy} b \\ F_y = \sigma_{xx} b \end{cases}$$

$$\begin{cases} \tau_x = \dfrac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)} \dfrac{x(x^2-y^2)}{(x^2+y^2)^2} \\ F_y = -\dfrac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)} \dfrac{y(3x^2+y^2)}{(x^2+y^2)^2} \end{cases}$$



در اینجا σ_{xx} و τ_{xy} را روابط بدست آمده در فصل قبل در نظر گرفتیم.

در روابط فرض کردیم نابجایی های منطبق بر محور z طول بی نهایت دارند. یعنی در راستای z هم نیرو وارد می شود. همچنین فرض کردیم نابجایی ها در مبدأ مختصات در دو سر آن شش نابجایی دیگر قرار دارند.

نیروی کل در جهت x وارد می شود. می توان به صورت کلی کند که همواره انرژی زیاد می لازم دارد. این نیرو جاذبه

s.a.m

نیروی برهم‌کنش ما F_x است. زیرا در جهت نیرو (جهت x) اثر می‌کند. بنابراین ما فاصله‌ی ذرات را بر اساس نیروی F_x تنظیم می‌کنیم.

σ_{xx} حتماً باید در جهت x وارد می‌کند. زیرا این کشش حتماً سبب صعودی شود و σ_{yy} حتماً باید در جهت x دارد.

نیروی F_x بیشتر بحث می‌کنیم:

$$F_x = \frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)} \frac{x(x^2-y^2)}{(x^2+y^2)^2}$$

نیروی $F_x = 0$ زمانی است که $x=0$ یا $|x|=|y|$

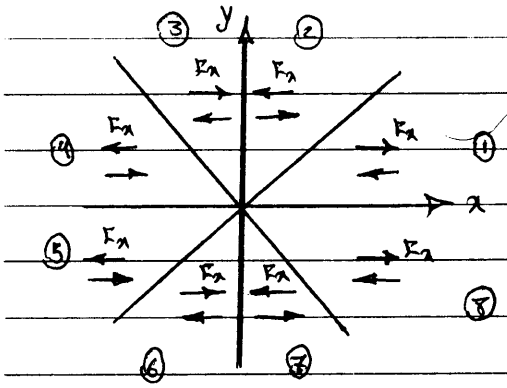
یعنی وقتی دو ذره‌ی ما روی محورهای 45° از یکدیگر قرار گیرند نیروی بین آنها صفر است.

حالا علامت F_x را بررسی می‌کنیم:

علامت F_x بستگی به علامت x، (x^2-y^2) و b^2 دارد.

b^2 بردار است. این علامت ظاهر شد که ما در برداری‌ترین‌ها برای هر دو جهت در نظر گرفتیم. بنابراین حاصل $b_1 b_2$ می‌تواند مثبت یا منفی باشد.

ابتدا حالتی را در نظر می‌گیریم که $b_1 b_2 > 0$ حل می‌کنیم:



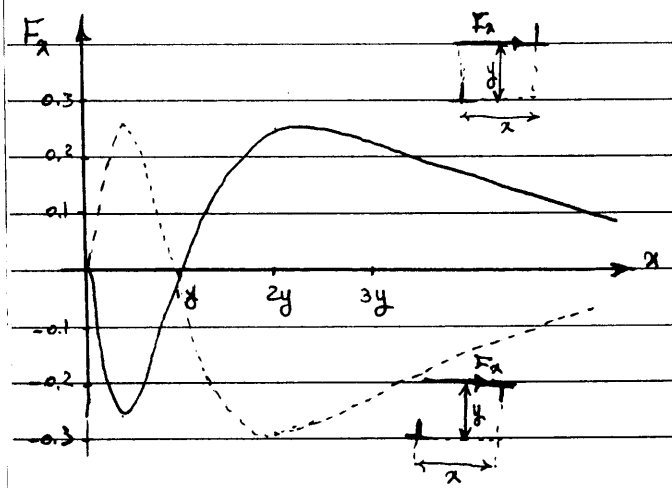
① $\|x\|>\|y\|$	② $\|x\|<\|y\|$	③ $\|x\|<\|y\|$	④ $\|x\|>\|y\|$
$x>0$	$x>0$	$x<0$	$x<0$
$F_x>0$	$F_x<0$	$F_x>0$	$F_x<0$

⑤ $\|x\|>\|y\|$	⑥ $\|x\|<\|y\|$	⑦ $\|x\|<\|y\|$	⑧ $\|x\|>\|y\|$
$x<0$	$x<0$	$x>0$	$x>0$
$F_x<0$	$F_x>0$	$F_x<0$	$F_x>0$

اگر $b_1 b_2 < 0$ باشد، طبیعت‌ها عکس می‌شود.

نمودار F_x اگر $y=0$ باشد می‌بینیم که $F_x \propto \frac{1}{x}$

رابطه‌ی منفی F_x را برحسب x رسم می‌کنیم، x را برحسب y بی‌بعد می‌کنیم، یعنی $\frac{x}{y}$ را رسم می‌کنیم. برای ذره‌های قطر y و منفی قطر y را برای ذره‌های غیر هم‌نام رسم کرده‌ایم. جهت مثبت F_x را در جهت x رفته‌ایم.



s.a.m

۸۴/۷/۱۹ «جلسه ششم»

«بررسی نابجایی‌ها در شبکه‌های مختلف بلوری»

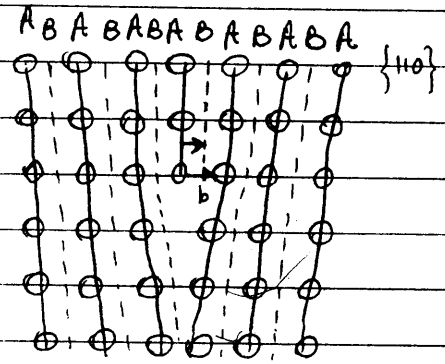
نابجایی در شبکه F.C.C :

شبکه F.C.C چون از لحاظ تراکم دو صفحه‌ای لغزش از سایر شبکه‌ها با اهمیت‌تر است

صفحه لغزش شده {111}

جهت لغزش <110>

کوچکترین بردار برگرس در جهت لغزش: $\frac{a}{2}\langle 110\rangle$



سه نابجایی پیچی با صفحات {111} عمود بر صفحه لغزش تقریبی تریم

بنابراین: $\vec{b}=\frac{a}{2}\langle 110\rangle$ این بردار برگرس دو صفحه {111} موازی

قرار گرفته در شکل Unit cell پایین هم بردار $\frac{a}{2}\langle 110\rangle$ بین

دو صفحه {110} A قرار گرفته است که اگر یکی از این

صفحات موازی ناصفی با شد این بردارها بر این

برگرس صفحه نابجایی خواهد بود.

همان صفحات تا سه بار ادامه خواهد داشت.

در کریستالوگرافی اصلی داشتیم صفحاتی را تمام

صفحات موازی اندیس میلر یکسان دارند.

اگر صفحه موازی دیگری با این صفحات بتوانیم

بر نقشه‌ریم روی آن نقاط مادی وجود داشته

باشد، همان اندیس میلر را خواهد داشت (B)

برای جابجایی از سطح دنبال یک صفحه می‌توانیم روی

این صفحات نقاط مادی وجود دارد چون آن را برای پیدا کنیم

روی سطح بین اتم‌ها را قطع خواهد کرد. صفحه زلن است.

می‌گفتیم در شبکه FCC تکرار صفحات به صورت ABABAB است.

بین دو تا نابجایی بالا ما دو نیم صفحه AB بر اندرهم داریم یعنی ابتدا و صفحه ناصفی اندرهم وجود داشته باشد. اما این

دو نیم صفحه نیروی دافعه دارند و می‌خواهند از هم دور شوند. دور شدن آن‌ها منجر به تجزیه نابجایی خواهد شد.

یعنی در FCC نابجایی $\frac{a}{2}\langle 110\rangle$ به دو نابجایی دیگر تجزیه می‌شود:

$$\frac{a}{2}[110] \longrightarrow \frac{a}{6}[121]+\frac{a}{6}[2\bar{1}1]$$

"Shacklay" partial dislocations

(نابجایی‌های جزئی)

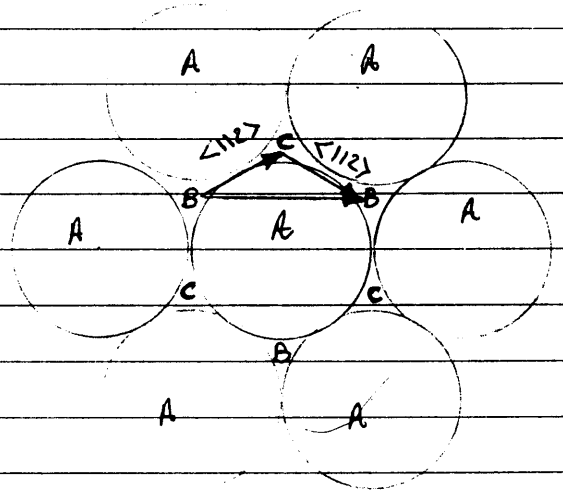
همانطور که دیدیم این تجزیه هم از لحاظ هندسی

هم از لحاظ انرژی امکان پذیر است.

پس در F.C.C کوچکترین بردار برگرس در جهت لغزش تجزیه می‌شود.

s.a.m

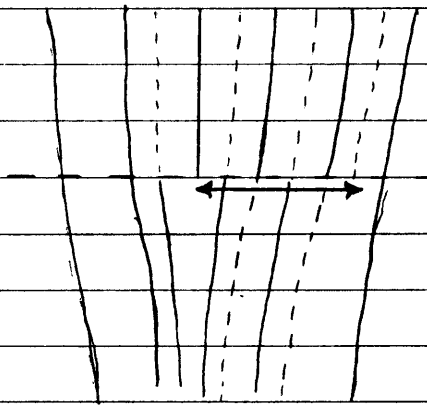
Type: (1) perfect dislocation : در حرکت این نابجایی اتمی به جای می‌شود در site ای متوالی مرتب با site خودش قرار می‌گیرد.
(2) partial dislocation : در حرکت این نابجایی، اتم‌ها به site غیرمشابه یا خودش می‌روند.



سنا بجایی پرسی را در صفحه {111} بود
این صفحه را با 6 اتم بصورت Hexagonal تریم کرده‌ایم
اتم‌های B در لایه بالای اتم‌های A قرار گرفته‌اند و در site "B"
در site "C" اتم وجود ندارد.
بردار برگرز ما بین دو اتم B است یعنی یا بین دو اتم A یا بین
دو اتم B و یا دو اتم C. ما در اینجا بین دو اتم B را در نظر می‌گیریم
این بردار تجزیه می‌شود به صورت:

$$\vec{BB} \longrightarrow \vec{BC} + \vec{CB}$$

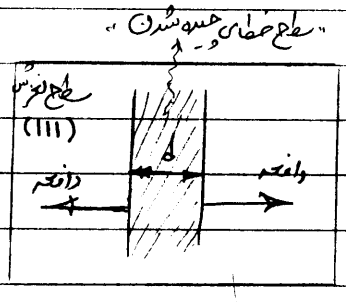
بردار $\vec{BC}$ و $\vec{CB}$ از نوع $\langle 112 \rangle$ هستند.
وقتی این دو بردار را در نظر گرفتیم می‌بینیم که با صرف یک مقدار انرژی جابجا می‌شوند. این نابجایی $\frac{a}{2}\langle 110 \rangle$ تجزیه می‌شود
به دو نابجایی $\frac{a}{6}\langle 211 \rangle + \frac{a}{6}\langle 121 \rangle$ با مقدار انرژی کمتر، با این شرط دو نیم صفحه باید از نیم صفحه جدا شوند تا نابجایی تجزیه شود با این شرط
بردار $\vec{BB}$ تجزیه می‌شود $\vec{BC} + \vec{CB}$ یعنی این اتم از خواص جابجا شدن می‌تواند تقریباً از B site به B site
مورد اول به c-site می‌رود یعنی B-site
این حرکت از نوع سر دادن انجام می‌شود. یعنی اتم‌ها در لایه بالا نیم فرو رفته‌اند، این اتم B از خواهد بود
B site می‌رود باید از روی طاقم A عبور کند. پس باید از لابلای آن‌ها رود و شود یعنی نتیجه این می‌شود اتم از دره‌های
انرژی کم‌تر می‌گذرد site مورد نظر پس این یعنی تجزیه نابجایی در جهت کاهش انرژی.



تقسیم دو نیم صفحه از هم دور می‌شوند پس یک فاصله بین آن‌ها وجود دارد.
این دو نیم صفحه با هم حرکتی کنند اولی عیب را به وجود می‌آورد. دومی
عیب را برطرف می‌کند. پس قسمتی بین این دو نیم صفحه یک عیب
باقی می‌ماند عیب اتم‌های B رفته از c-site.
یعنی قسمت اولی اتم‌های B را c site می‌برد و دومی از c-site به
B site می‌برد و عیب را برطرف می‌کند.

s.a.m

بین دو نابجایی یک جابجایی بوجود آمده که سبب می‌شود عیب سطح خطای جمع‌شدن ایجاد شود. این عیب سطحی است. یعنی سطحی بوجود آمده که اتم‌های آن سطح جابجایی اتم‌ها عوض شده است. این سطح روی سطح لغزش واقع است.



فاصله بین دو نابجایی یک نیروی وارد بر آن‌ها دارد که آن‌ها را از هم دور می‌کند. اگر این فاصله تنها نیروی وارد بر آن‌ها بود باید تا بی‌نهایت از هم دور می‌شدند اما یک اتفاق دیگر هم افتاده و آن است بین این دو نابجایی یک عیب بوجود آمده که سبب می‌شود این دو تا بیشتر از هم دور نشوند. این عیب خطای جمع‌شدن هست که عیب است یعنی یک انرژی برای واحد سطح دارد. پس هر چه این سطح بیشتر شود این انرژی هم بیشتر می‌شود. پس دو انرژی داریم که با هم رقابت می‌کنند. یکی دور شدن و کاهش فاصله دو نابجایی است و دیگری ازدیاد سطح خطای جمع‌شدن و عیب. از آنجایی که آن انرژی کم است پس این دو در یک فاصله ای با هم تعادل می‌رسند و با حفظ فاصله با هم حرکت می‌کنند. (البته نیروهای خارجی احتمال دارد)

نیروی کشندگی نابجایی بر هم واردی که تا از هم دور شوند (برواحد طول):

$$F = \frac{G(b_1 b_2)}{2\pi d}$$

F: نیرو بر واحد طول
d: فاصله نابجایی‌ها
Shacklay

حالا اگر انرژی برواحد سطح خطای جمع‌شدن را γ بنامیم، آنگاه به ازای ازدیاد یک واحد سطح نیروی که بوجود می‌آید برابر γ خواهد بود. یعنی ($F = \gamma$) از نظر دیاد شدن هم‌دیگر هستند.

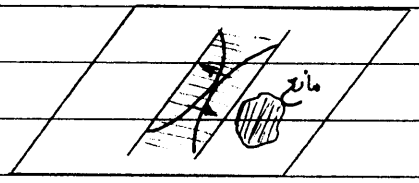
یعنی فاصله نابجایی‌ها با γ رابطه عکس دارد.

$$\gamma = F \longrightarrow d = \frac{G(b_1 b_2)}{2\pi\gamma}$$

(γ: انرژی ازدیاد واحد سطح)

یعنی در Al فاصله نابجایی‌ها از هم زیاد است زیرا γ کم است و در Ag نابجایی‌ها به هم نزدیک‌ترند.

نابجایی‌های $\frac{a}{2}\langle 110\rangle$ وقتی تجزیه شدند به دو نابجایی پدیدار تجزیه می‌شود یعنی نابجایی‌های shockley هستند. وقتی آن نابجایی‌ها ایستاده شدند بعد از تجزیه دو نابجایی پدیدار تجزیه می‌شود. علت آن هم این است که در اثر تجزیه زاویه بین دو بردار برگرز آن دو نابجایی بیشتر شده و فاصله‌ی آن‌ها زیاد است (شاید بتوان گفت هم‌دیگر را دفع می‌کنند) یعنی می‌توانند صعود کنند (لغزش شاخه‌ای انجام دهند) البته در شرایطی ممکن است بتوانند از لغزش متقاطع هم انجام دهند. مثلاً اگر به یک مانع برخورد کنند و یا به هر علتی نتوانند به حرکت خود ادامه دهند. این دو نابجایی مجدداً با هم ترکیب می‌شوند و یک نابجایی پیچی ایجاد می‌شود که می‌تواند سطح لغزش جدیدی عوض و بعد از آن سطح لغزش اولیه عوض کرده و از مانع گذشت کند و از هم تجزیه شوند. البته ترکیب آن‌ها دوباره صاف همراه با ازدیاد انرژی است که این انرژی را هم تأمین کرده (از اثر ضربه با مانع یا نیروی دیگری) تأمین می‌کند.



s.a.m

نابجایی جزئی FRANK (Frank partial dislocation) :

یک نابجایی پیچی است که بردار برگرس آن در جهت <111> است.
و یا به عبارتی نیم صفحهٔ اضافی آن {111} باشد (عمود بر جهت <111> و صفحه {111} عمود است)
بردار برگرس فرانک $\frac{a}{3}[111]$ است. کریستال FCC بخشی از قطعه یک است.
نابجایی فرانک غیر متحرک است. زیرا سطح لغزش آن سطح {111} نیست (بردار برگرس آن عمود بر سطح لغزش است)
علت اینکه این نابجایی را بررسی می‌کنیم این است می‌تواند باعث توقف نابجایی‌های دیگر شود و میدان تنش بوجود بیاورد در صورتی که مکانیزم فعال تغییر شکل اثری ندارد. (دررفتار خزشی اهمیت دارد)
(Sessile dislocation)

{111}

A
C
B
A
C
B
A

ABC/BCABC : (S-F)
(Simple Frank)
اگر صفحهٔ A ناقص باشد
در ترتیب صفحات چیدن A خالی است، یعنی یک نقص بوجود آمده

{111}

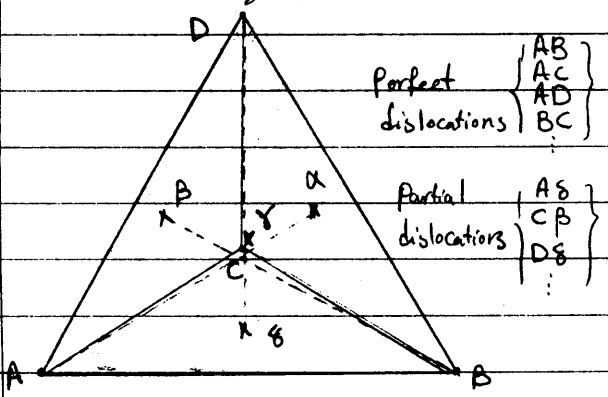
A
C
B
C
A
C
B
A

ABCA/C/BCABC : (D-F)
(Double Frank)
اگر یک صفحه اضافه کنیم
بین دو صفحهٔ A و B اگر نوع اتم صفحه‌ای قرار دهیم این صفحه باید C باشد.
در ترتیب صفحات چیدن دو صفحه خالی است، پس دو نقص چیده شدن بوجود آمده

s.a.m

چهاروجهی Thampson

در شبکه FCC یک چهاروجهی تعریف می‌کنیم که می‌توانیم بین سایر جهت‌ها برای حرکت نابجایی‌ها ارتباط برقرار کنیم. سیستم لغزش در FCC $\{111\}\langle 110\rangle$ است صفحات $\{111\}$ چهار صفحه غیرموازی است. در این چهار صفحه یک چهاروجهی منظم می‌سازند.



Perfect dislocations: AB, AC, AD, BC

Partial dislocations: Aδ, Cβ, Dδ

این چهاروجهی منتظم است یعنی تمام چهاروجهی‌های آن مثلث‌های متساوی‌الاضلاع هستند و هرکدام از این مثلث‌ها موازی یکی از صفحات $\{111\}$ است.

وجوه چهاروجهی موازی صفحات لغزش

یال‌های چهاروجهی موازی جهات لغزش

حال می‌توانیم انواع نابجایی‌ها در این چهاروجهی تعریف کنیم و همچنین رفتن آن‌ها را بررسی کنیم.

اگر فقط B را در وجه مقابل ACD قرار دهیم و بقیه ثابت بمانند، فقط وجوه مثلثی شکل مقابله B تغییر می‌کنند که α، γ، δ نامیده می‌شوند.

آنهایی که نابجایی بردار برگرز آن موازی یکی از یال‌های AB، AC، BC و مساوی یک نابجایی طول است و نابجایی‌های بردار برگرز آن موازی Aδ، Cβ، Bα و مساوی نابجایی جزئی است (یک جزء شاکلی).

نابجایی‌های کامل: $\vec{A\alpha}$، $\vec{B\beta}$، $\vec{C\gamma}$، $\vec{D\delta}$

$$\frac{a}{2}[101] \rightarrow \frac{a}{6}[2\bar{1}1] + \frac{a}{6}[\bar{1}12]$$

$$\vec{AB} \rightarrow \vec{A\delta} + \vec{\delta B}$$

$$\vec{AB} \rightarrow \vec{A\gamma} + \vec{\gamma B}$$

حال چهاروجهی را بیان داریم.

طبق تعریف صفحه $\{111\}$ با دو بردار مختلف از انتقالات چهاروجهی هستند یعنی می‌توانیم نابجایی‌های فرانک را طبق شرایط تعریف در این چهاروجهی مشخص کنیم و چهار نوع نابجایی فرانک را تعریف کنیم و بیان کنیم.

نابجایی کامل → (یک جزء شاکلی) + (یک نابجایی فرانک)

$$\vec{D\delta} + \vec{\delta A} \longrightarrow \vec{DA}$$

$$\frac{a}{3}[111] + \frac{a}{6}[11\bar{2}] = \frac{a}{2}[110]$$

$$\frac{3a^2}{9} + \frac{6a^2}{36} \qquad \frac{a^2}{2}$$

$$\frac{a^2}{2}$$

$$\frac{a}{6}[12\bar{1}] + \frac{a}{6}[2\bar{1}1]$$

$$\frac{a^2}{3}$$

از ترکیب یک نابجایی فرانک با یک جزء شاکلی یک نابجایی کامل به وجود می‌آید. از انطباق انرژی یا جمع انرژی دو نابجایی دیگر اطلاعات ما از این جزء شده و نابجایی دیگر انطباق انرژی مطلوبی داریم. مثلا

$$\vec{D\delta} + \vec{\delta A} \longrightarrow \vec{A\gamma} + \vec{\gamma D}$$

s.a.m

« Lomer-Cottrell »

یکی دیگر از نابجایی‌های غیرمتحرک است و در صفحات مشترک به صفحه {111} بوجود می‌آید.

از دو صفحه (111) و (1̄11) به صفحات مشترکشان یعنی صفحه (11̄1) نابجایی $\frac{a}{2}[101]$ موجود صفحه (111) به نابجایی $\frac{a}{2}[01\bar{1}]$ موجود صفحه (1̄11) تجزیه است. این دو نابجایی با تجزیه شوند. تجزیه (1) روی صفحه (111) و تجزیه (2) روی صفحه (1̄11) انتشار یابند.

سپس دو نابجایی حاصل از تجزیه یک سطح خطای جمع‌شدگی بوجود می‌آید.

از این نابجایی حاصل که در صفحات مشترک قرار دارند، نابجایی مرکب بوجود می‌آید. این نابجایی از جمع دو نابجایی زیر بدست می‌آید.

$\frac{a}{6}[\bar{1}12] + \frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}]$ ضرایب بردار برگرز ترکیب (3) انجام می‌شود.

در این واکنش انرژی به شدت کاهش پیدا می‌کند.

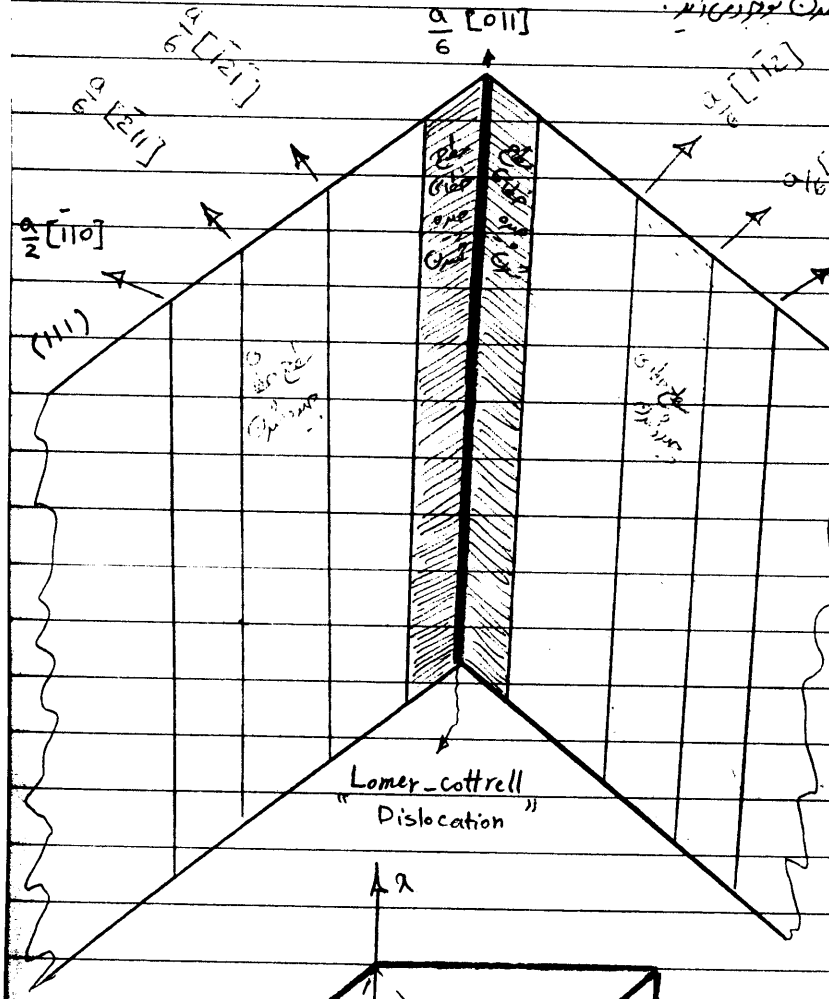
در نتیجه $\frac{a}{6}[011]$ در سطح خطای جمع‌شدگی ضرایب است. این نابجایی غیرمتحرک است.

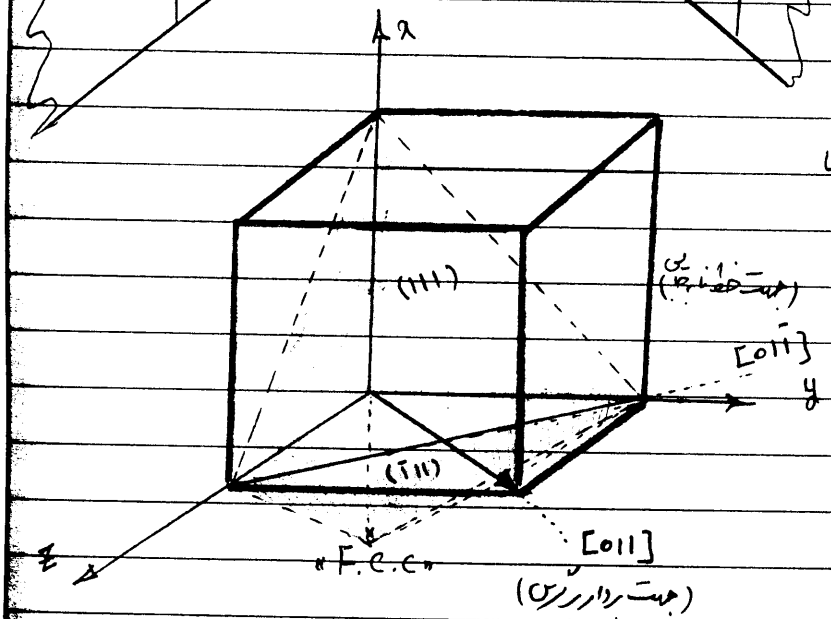
(1) $\frac{a}{2}[\bar{1}10] \rightarrow \frac{a}{6}[\bar{2}11] + \frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}]$

(2) $\frac{a}{2}[101] \rightarrow \frac{a}{6}[211] + \frac{a}{6}[1\bar{1}2]$

(3) $\frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{a}{6}[1\bar{1}2] \rightarrow \frac{a}{6}[011]$

$\frac{a^2}{6}$ $\quad$ $\frac{a^2}{6}$ $\quad$ $\frac{a^2}{18}$

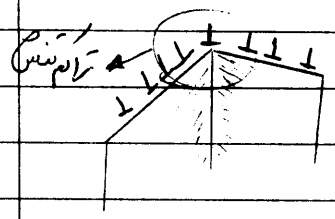




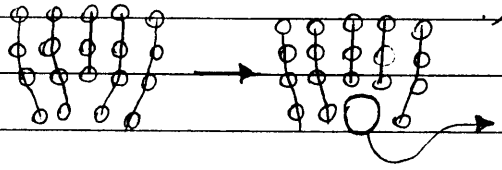
بنابراین دو نابجایی مشترک در صفحه فوق Lomer-Cottrell بوجود می‌آید ($\frac{a}{6}[011]$). بردار برگرز آن در صفحه قرار دارد اما بدلیل غیرمتحرک بودن آن این است که سطح لغزش آن {111} نیست. نوع خطاهای فصل مشترک در صفحه {111} است و فصل مشترک هم در جهات <110> است و بردار برگرز هم از نوع $\frac{a}{2}$<110> است. ضمن اینکه جهت <110> بر روی آن قرار دارد از نوع {100} خواهد بود (یعنی سطح جانبی مکعب)

s.a.m

صفحه (111) را در نظر بگیرید شخص کردیم، برای مشخص کردن صفحه $(\bar{1}11)$، چون x در جهت منفی قطع می‌کند نقطه ۱ را روی محور a مشخص می‌کنیم و روی محورهای y و z نیز جهات مثبت یک واحد جدا می‌کنیم، و به هم وصل می‌کنیم. حال هر خط موازی با خط $[\bar{2}11]$ است (جهت خطوط لغزش) و جهت بردار برگرز $[\bar{2}11]$ است و هر دو روی صفحه (111) یعنی قاعده مربع یک هرم قرار گرفته‌اند. پس مطابق لغزش سطح (111) است که سطح فشرده نیست، پس هر چند جهت لغزش با جهت فشرده است اما صفحه‌ای قوی تولید حرکت کند.

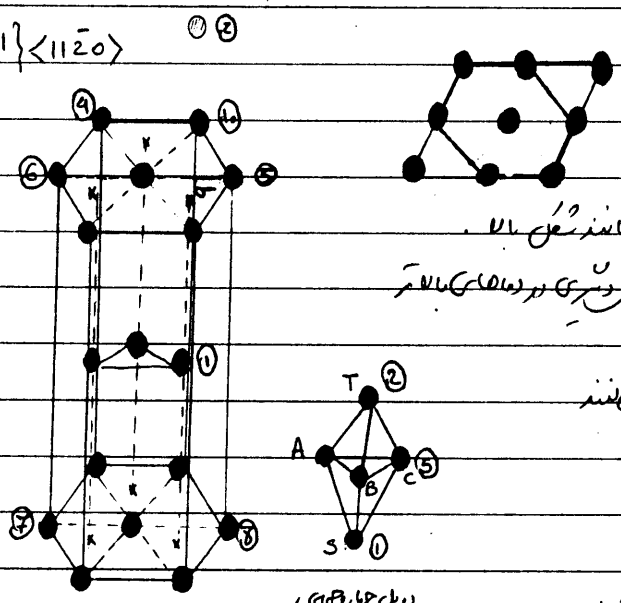


پس وقتی که یک نابجایی پیچ حرکت می‌کند و وقتی نابجایی دیگر مزاحمش می‌شوند انباشتگی شروع می‌شود و در آن منطقه تراکم تنش بوجود می‌آید. مثلاً وقتی به مرز دانه رسیده‌ایم یا یک رسوب در سر راه داریم این تراکم تنش ایجاد می‌شود که می‌تواند سبب آن شود یا باعث یا به عبارتی باعث شکل‌گیری جوانه‌های ترک شوند.



یکی از این نمایندگان این است که نابجایی‌ها در هم ادغام شوند. مثلاً دو عدد نابجایی پیچی در راستای خطوط نابجایی همیشه یک میدان تنش دارند وقتی نابجایی‌های موازی با خط، و خط نابجایی پیچ را داشته باشیم، میدان تنش افزایش می‌یابد و می‌تواند جوانه ترک بوجود آید.

« نابجایی در شبکه H.C.P »



صفحات متراکم در این شبکه {0001} هستند و جهات فشرده جهات <11$\bar{2}$0> و تراکم این شبکه دقیقاً مانند شبکه FCC است مانند شکل بالا.

غیر از سیستم لغزش {0001}<11$\bar{2}$0> سیستم‌های دیگری در دماهای بالا هم ممکن می‌توانند وجود داشته باشند.

در مورد HCP هم یک چهار وجهی تاسون تعریف می‌شود البته یک دوبل چهار وجهی برای آن تعریف می‌کنیم می‌دانیم در شبکه هگزاگونال سه در قاعده هگزاگونال یک صفحه میانی متشکل از 3 اتم تولید می‌شود.

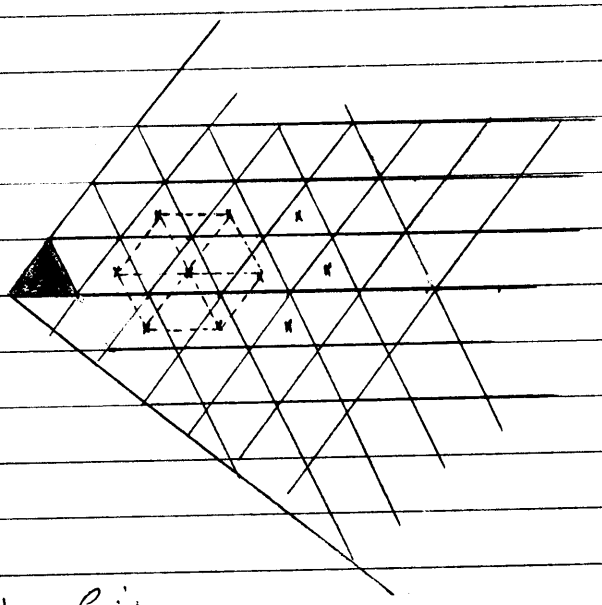
نابجایی‌ها در HCP توسط این چهار وجهی تشکیل می‌شوند.

حال نوع نابجایی در HCP را بیشتر بررسی می‌کنیم.

نوع	AB	ST	AD
جهت بردار برگرس	$[11\bar{2}0]$	$[0001]$	$[\bar{1}100]$
اندازه بردار	a	c	$a/\sqrt{3}$
انرژی متناسب با آن	a^2	$c^2+\frac{8}{3}a^2$	$\frac{1}{3}a^2$

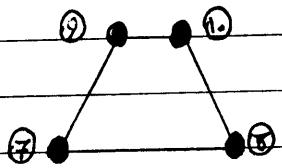
نوع ST دارای جهت z یا همان c است. نوع AD یکی از نوع‌های Shockley است.

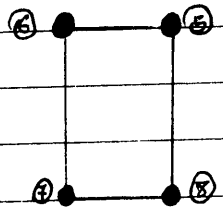
s.a.m



در این شکل می‌بینیم که ساختار Trigonal
نیز می‌تواند Hexagonal باشد.

معمولاً عادی لغزش متقاطع سطح Base است
یعنی $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ اما سطح پرشیب‌تر می‌تواند وارد
لغزش شود مثلاً سطح منشوری $\{10\bar{1}0\}$ مثلاً
یا صفحات هرمی مثل $\{10\bar{1}1\}$





این صفحات در دماهای بالا فعال می‌شوند و معمولاً شکل پذیری
Hexagonal دارند یعنی مثلاً نسبت $\frac{c}{a}$ می‌تواند تغییر کرده باشد
یعنی اتم‌ها کمی بهم نزدیک‌تر یا دورتر شده باشند

لغزش در hcp:

$\{0001\}\ \langle 11\bar{2}0\rangle$
$\{10\bar{1}0\}\ \langle 11\bar{2}0\rangle$
$\{10\bar{1}1\}\ \langle 11\bar{2}0\rangle$

بنابراین تغییر شکل در Hexagonal در دماهای بالا بهتر انجام می‌شود به دو علت:

۱. سیستم‌های لغزش منشوری و هرمی آن فعال می‌شوند
۲. سطوح لغزش متقاطع می‌شوند.

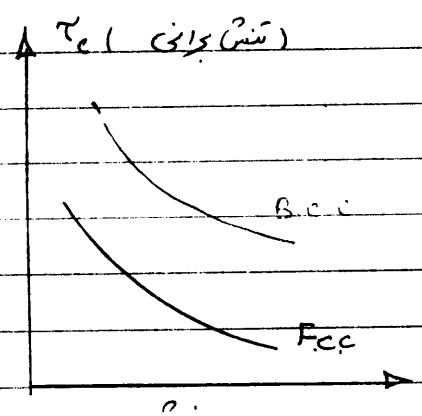
توضیح آنکه وقتی فقط صفحات Base فعال بودند، چون صفحات بهم متلاقی هستند هیچ راه‌های سهل نمی‌تواند لغزش کند. اما وقتی دو سطح شیب‌دار هم فعال می‌شوند سطوح لغزش متقاطع داریم و راه‌های پیچیده‌تری هم می‌تواند سطح لغزش خود را تغییر دهد و حرکت کند.

البته این مزیت در دماهای بالاتر شکل‌پذیری بهتر است اما در آلیاژهای دما و هزار تونل بیشتر از دماهای بالاست.

s.a.m

«جلسه هشتم» ۸۴/۷/۲۶

«ناجایی در سیستم BCC»



سیستم لغزش اولین سیستم است که در آن لغزش رخ می‌دهد $\{110\}\langle 111\rangle$

البته سطوح دیگری هم می‌توانند لغزش کنند اما مشروح‌ترین سطوح همان سیستم است.

کوتاه‌ترین بردار برگرز در جهت $\frac{a}{2}[111]$ است.

سیستم BCC در لغزش قوی نیست یعنی مثل F.C.C و hcp نیست

یعنی لغزش بسادگی بوجود نمی‌آید. مکانیزم کرنش در BCC در دمای

پایین می‌تواند فعال باشد تنش سطوح دوقلویی است. تنش سطوح دوقلویی

مکانیزمی است که تغییر فرم ایجاد می‌کند اما از لحاظ انرژی در BCC از لغزش آسان‌تر

صورت می‌پذیرد. در شروع اول می‌بینیم تنش برشی برای شروع یک Process لغزش

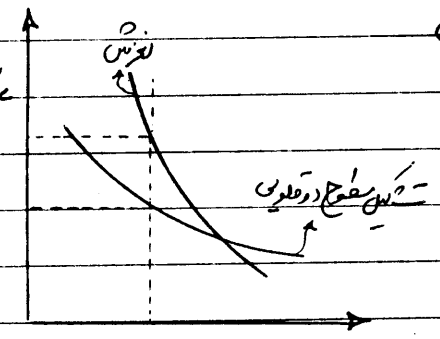
در دماهای مختلف برای B.C.C بیشتر از F.C.C است. یعنی همیشه لغزش

در F.C.C آسان‌تر است. اگر این منحنی‌ها برای BCC فقط رسم کنیم

یک منحنی تنش برشی لازم برای فعال کردن لغزش و دیگری تنش برشی لازم

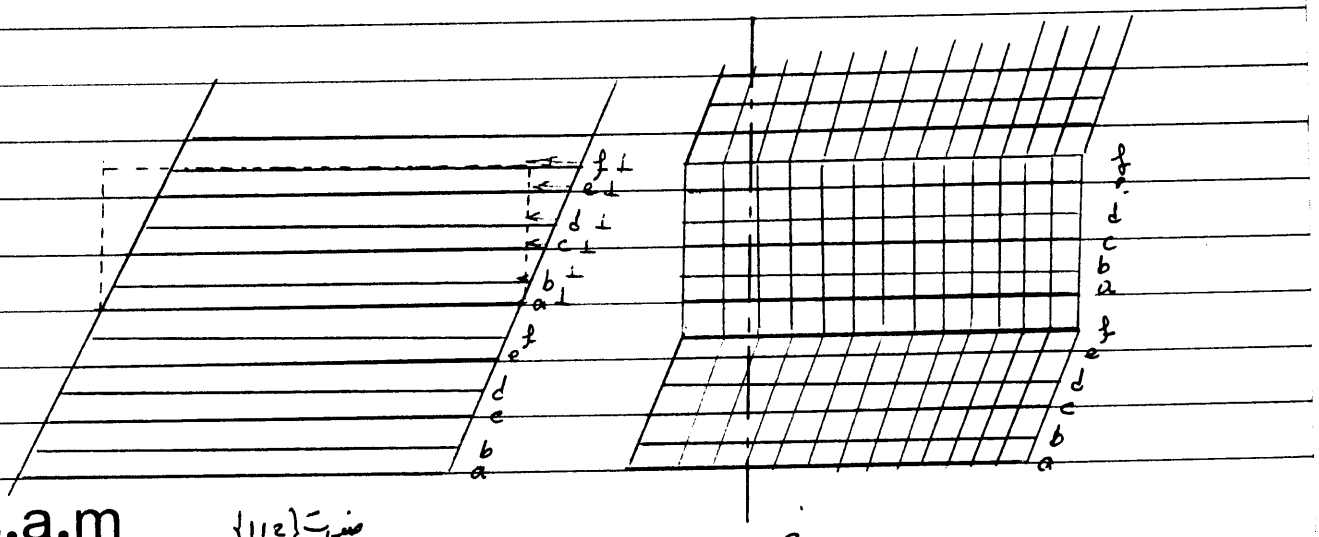
برای شروع تشکیل سطوح دوقلویی را شروع مشاهده می‌کنیم که در دماهای پایین

تنش لازم برای تشکیل سطوح دوقلویی خیلی کمتر از تنش لازم برای لغزش است. تشکیل سطوح دوقلویی در BCC در دماهای پایین می‌تواند در جهت تغییر فرم پلاستیک کمک کند.



سیستم تشکیل سطوح دوقلویی در شبکه B.C.C $\{112\}\langle 111\rangle$ است

تشکیل سطوح دوقلویی بدون واقع یک نوع لغزش بدون تغییرات $\{112\}$ است. اتمها لغزش محدود به این صورت که با جابجایی $\frac{a}{6}[111]$ می‌توانند تغییر شکل پیدا کنند سپس با جابجایی بصورت $\frac{a}{2}[111]$ و این یک جابجایی استثنایی سطوح $\{112\}$ می‌توانند لغزند در B.C.C تمام صفحات $\{112\}$ تا است بصورت abcdefa یعنی یک Unit cell و این صورت تمام شده است



s.a.m

اگر سطح {112} به صورت شکل صفحه قبل در نظر بگیریم و بردارهای این سطح نابجایی هایی از نوع $\frac{a}{6}[111]$ قرار گیرند اگر این نابجایی ها لغزش کنند به صورت شکل روبرو درمی آیند. در عمل هر سه سطح ضلع اتم وجود دارد. بعد از این لغزش هرچند تقریباً صفحه است ولی دیگر تراز نیست. یعنی در سطح به صورتی که اتم های آن نسبت به هم قرینه اند، به این سطح سطح دوقلویی می گویند. فرق آن با لغزش این است که لغزش ها برای کل بلور در نظر گرفته می شود اما اینجا لغزش محدود است. نکته مهم در سطوح دوقلویی این است لغزش کم صفحه اصلی تقارن نیست.

شکل روبرو شکل صفحه قبل است که لغزش کرده اند اتم ها شان در مقابل هم نیستند هرچند در ازنوع {112} هستند اگر سطح شکل صفحه قبل را etch کنیم، آن شکل اتم ها در این وضعیت دوقلویی با سایر صفحات شبکه متفاوت است پس اثر محلول etch روی این وضعیت یکی نیست. بنابراین در زیر میکروسکوب اثر شده می بینیم اگر روی یک صفحه focus کنیم صفحه دیگر تار خواهد بود.

البته می توانیم تنش کرانی تشکیل سطوح دوقلویی در B.C.C بیشتر از تنش کرانی لغزش است در دماهای پایین، به این معنا که در دماهای پایین لغزش نداریم. لغزش هم داریم اما احتمال تشکیل سطوح دوقلویی خیلی بیشتر از لغزش است. و معمولاً دماهای بالا هم به همین ترتیب احتمال لغزش بیشتر از سطوح دوقلویی است. پس دو حالت برای هر دو داریم.

حالا بررسی می کنیم که نابجایی $\frac{a}{6}[111]$ از کجا پیدا می آید؟ می تواند از خرد شدن نابجایی $\frac{a}{2}[111]$ به وجود آید:

یعنی نابجایی $\frac{a}{2}[111]$ تجزیه می شود:

$$\frac{a}{2}[111] \longrightarrow \frac{a}{3}[111] + \frac{a}{6}[111]$$

$$\frac{3a^2}{4} \qquad \frac{3a^2}{9} + \frac{3a^2}{36}$$

خرد شدن نابجایی $\frac{a}{3}[111]$ می تواند دو نابجایی $\frac{a}{6}[111]$ تجزیه شود که از لحاظ انرژی هم امکان پذیر است. از لحاظ انرژی

$$\frac{a}{3}[111] \longrightarrow \frac{a}{6}[111] + \frac{a}{6}[111]$$

$$\frac{a^2}{3} \qquad \frac{6a^2}{36}$$

حتی ممکن است یک نابجایی $\frac{a}{2}[111]$ به سه نابجایی از نوع $\frac{a}{6}[111]$ تجزیه شود

$$\frac{a}{2}[111] \longrightarrow \frac{a}{6}[111] + \frac{a}{6}[111] + \frac{a}{6}[111]$$

$$\frac{3a^2}{4} \qquad \frac{9a^2}{36}$$

به طور کلی می توان گفت در شبکه های F.C.C و H.C.P هم امکان تشکیل سطوح دوقلویی وجود دارد اما به هم آن ها در مقابل لغزش بسیار کم است.

s.a.m

برخورد نابجایی‌ها

برخورد نابجایی‌ها با واکنش نابجایی‌ها متفاوت است.

در واکنش نابجایی‌ها، نابجایی‌ها معمولاً برهم‌کنش خطرناکی ندارند

در برخورد نابجایی‌ها، ممکن است یک نقطه برهم بزنند

البته ممکن است در حین برخورد واکنش هم انجام شود اما فرق اصلی آن‌ها همان عنصری است که در بالا ذکر شد

با توجه به اینکه نابجایی گرادیم می‌دانیم که بردار تقارن نابجایی‌ها با یکدیگر زیاد است. وقتی که دو نابجایی را نسبت به هم می‌رانیم

حدود 10^6 خط بر cm^2 است می‌توانیم بگوییم اگر نابجایی درست باشد و نخواهد از خلل حرکت کند حرکت آن نیز

میان صفر خواهد بود! یعنی اگر یک نابجایی نخواهد روی سطح لغزش خود حرکت کند، می‌دانیم سطح لغزش

با هم متفاوت و البته متقاطع هستند. وقتی که تغییر لغزش هم نابجایی‌ها کمی پیچیده‌تر هم هستند. سه حرکت نابجایی

نابرابر از برخورد نابجایی‌ها می‌دانیم

این برخورد‌ها از دو دسته می‌توانیم بررسی کنیم یکی از دیدگاه هندسی و دوم از دیدگاه حرکت یعنی این برخورد‌ها با چه نوع حرکت

نابجایی‌ها خواهد داشت. آن چیزی که از حرکت برای ما مهم است تغییر شکل پلاستیک است. شاید اگر نابجایی مثل

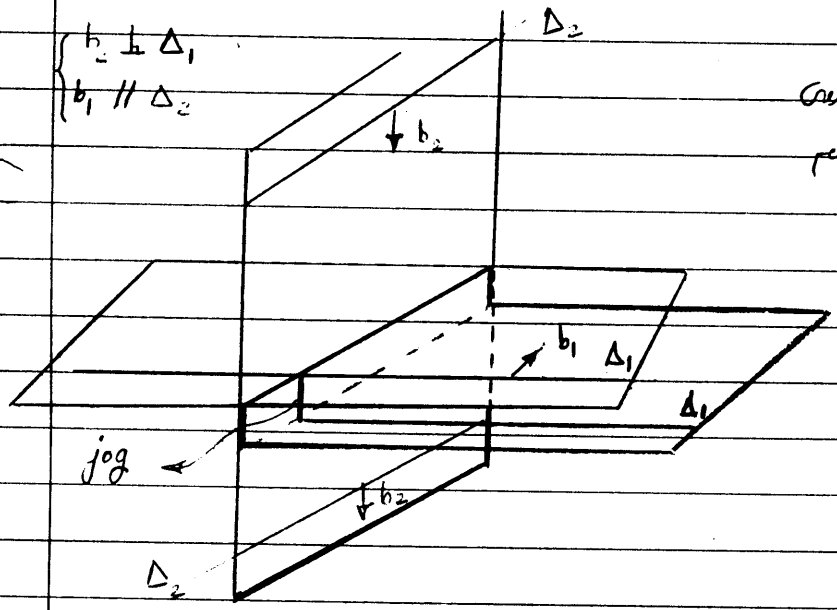
خود تغییر شکل پلاستیک شکل‌تری شود.

سطح لغزش مختلف بازده‌های مختلف هندسی سطح لغزش متفاوت‌ها را تصور کنیم می‌توانند هر حالت

نداشته باشند و اگر متقاطع باشند زاویه‌ای که با هم دارند می‌تواند هر زاویه‌ای باشد ما فعلاً می‌توانیم یک حالت نامشخص

را حل کنیم. ما فرض می‌کنیم ساده‌ترین حالت وجود دارد یعنی دو سطح عمود بر هم داریم. پس آن دو حالت‌های دیگر

تقسیم می‌دهیم. با یک مثال شروع می‌کنیم



دو صفحه بلندی در هم داریم. نابجایی‌هایی Δ_1 و b_1

و نابجایی‌های دیگر Δ_2 و b_2 را در نظر می‌گیریم

این دو صفحه را تعریف می‌کنیم. حرکت آن‌ها نسبت به یکدیگر را هم

روی شکل مشخص کرده‌ایم.

اولین دو برهم‌زنی که شروع برخورد هستند:

نابجایی Δ_2 همانطور که هست حرکت می‌کند

اما Δ_1 شکسته می‌شود (که آن صفحه شکسته می‌شود)

یک jog روی نابجایی اول ایجاد می‌شود و نابجایی

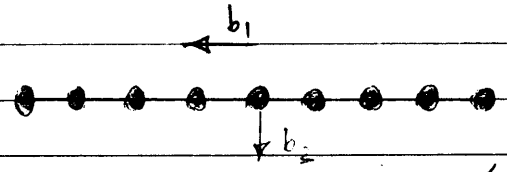
نابجایی دوم هیچ تغییری نمی‌کند.

حالت دوم بررسی می‌کنیم:

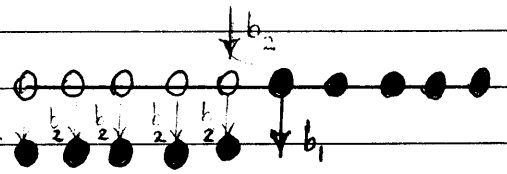
می‌دانیم که نابجایی یک متوان از اتم‌هاست

وقتی یک نابجایی حرکت می‌کند اتم‌ها حرکت برداری دارند آن نابجایی حرکت می‌کند

s.a.m



وقتی نابجایی Δ_1 حرکت می‌کند Δ_2 را قطع می‌کند
اتم‌های روی Δ_2 باید به اندازه بردار برگرز b_1 جابجا شوند
اما در اینجا Δ_2 و b_1 سوازی هستند یعنی b_1 می‌خواهد اتم‌ها را به جهت خودش جابجا کند. بنابراین
همه اتم‌ها یک جابجایی می‌شوند اما در نهایت تأثیری روی خط نابجایی نخواهد داشت.

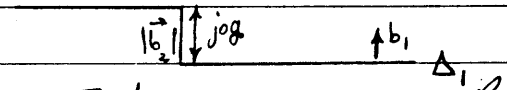


اما وقتی نابجایی Δ_2 حرکت کند Δ_1 را قطع کند
می‌خواهد اتم‌های روی Δ_1 را به جهت بردار برگرز خودش یعنی b_2
جابجا کند و در اینجا b_2 عمود بر Δ_1 است. بنابراین دو حالت
b_2 و Δ_1 را قطع کند همه اتم‌های آن را به اندازه b_2 پایین می‌کشد
بنابراین در حل برخورد دو نابجایی jog ایجاد می‌شود.

بنابراین هرگاه بردار برگرز یک نابجایی عمود بر خط نابجایی دیگر باشد، با عبور هر کدام بر روی آن jog ایجاد می‌کند

- بر حسب موقعیت بردار برگرز نابجایی I یعنی b_1 با خط نابجایی II چه ایجاد خواهد شد یا نخواهد شد.

بردار برگرز: $\vec{b_1}$
طول: $|\vec{b_2}|$
jog



حداقل بررسی خط نابجایی مؤثر بر خودش یک jog ایجاد می‌کند.
این jog جزئی از نابجایی Δ_1 است. پس بردار برگرز این jog همان بردار برگرز نابجایی اصلی است، اما ضابطه آن برابر بردار برگرز نابجایی قطع کننده $\vec{b_2}$ است.

- بر حسب موقعیت بردار برگرز $\vec{b_1}$ با jog، jog می‌تواند پیچی یا پیچی باشد:

$\vec{b_1} \perp \vec{b_2}$: jog پیچی
$\vec{b_1} \parallel \vec{b_2}$: jog پیچی

- بر حسب موقعیت دو بردار برگرز، jog می‌تواند پیچی یا پیچی باشد.

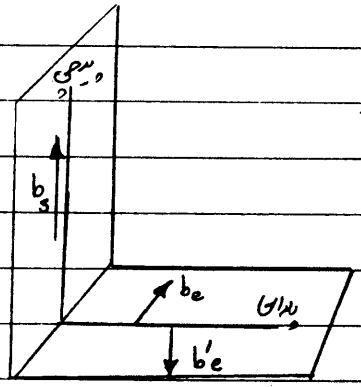
- برخورد نابجایی پیچی و پیچی:

از نقطه نظر این دو نابجایی با هم برابر با تغییر برخورد نداریم، بلکه تنش و انرژی خواهیم داشت. چون برابر با برخورد حالت می‌کنیم دو نابجایی متقاطع و عمود بر هم در نظر می‌گیریم:
دو نابجایی پیچی بردار برگرز موازی خط نابجایی است
دو نابجایی پیچی بردار برگرز عمود بر خط نابجایی است.
بنابراین چون دو نابجایی پیچی و پیچی برخورد عمود دارند یک jog پیچی ایجاد می‌کند که بردار برگرز پیچی است و بردار برگرز نابجایی پیچی موازی خود نابجایی است، بنابراین نابجایی پیچی بر بردار برگرز پیچی عمود است. بنابراین روی

s.a.m

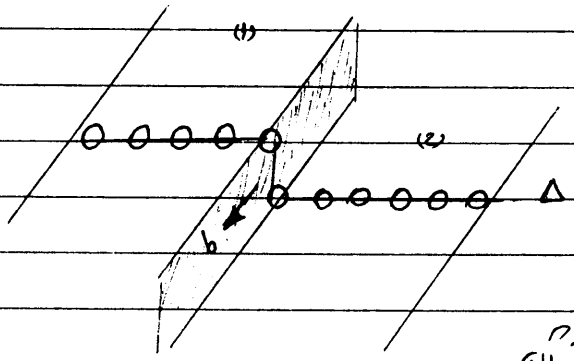
نابجایی پیچی jog ایجاد می‌شود.

اگر بردار نابجایی پیچی jog ایجاد شود صفحه پله‌ای است.
jog روی نابجایی پله‌ای می‌تواند پیچی باشد یا پله‌ای.



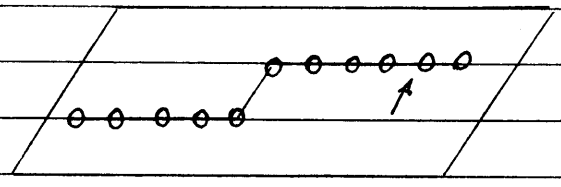
توضیح آنکه اگر دو صفحه لغزش مرهم عمود باشند و نابجایی پیچی پله‌ای مرهم عمود باشد b_s مولفه‌ی ضد نابجایی پیچی است اما بردار برگرس نابجایی پله‌ای می‌تواند b_e و یا b'_e باشد. اگر b_e باشد، جدا b'_e ضد نابجایی پیچی می‌تواند است اصلاً نمی‌تواند روی آن jog ایجاد کند.
بنابراین اگر بردار برگرس b_e باشد، روی نابجایی پیچی jog ایجاد می‌شود
شرایط این حالت jog پله‌ای است زیر $b_e \perp b_s$
اما نابجایی پیچی حتماً روی پله‌ای لغزش b_s ضد ضد نابجایی پله‌ای عمود است. پس حتماً نابجایی پیچی روی پله‌ای jog ایجاد می‌کند. اما نه به شرایط این jog می‌تواند پله‌ای (b_e) یا پیچی (b'_e) باشد.

تعریف: باید ببینیم حرکت نابجایی همراه با jog است می‌خواهیم ببینیم در راستا حرکت نابجایی پله‌ای همراه با jog چیونه است؟



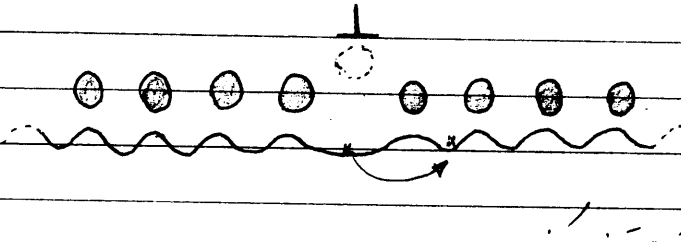
حرکت بردار برگرس این نابجایی پله‌ای صعود برخته (صفحه‌ای) است
هر کدام از این دو قسمت یک سطح لغزش دارند
و گفتیم تنش بر روی هر سطح یکسان است بنابراین
حرکت این دو سطح در خلاف جهت است نسبت به هم
اما ضد jog ها را در نظر بگیریم از دو انتهای تشکیل شده
از یک انتها روی انتهای (1) است و دیگری روی صفحه (2)
سطح لغزش ضد jog سطح می‌شود ضد جهت حرکت سطح آن
روی سطح شماره 1 است و دیگری روی سطح شماره 2.
اما نابجایی توان گفت که jog پله‌ای تأثیری روی حرکت انتها ندارد.

حرکت jog پیچی:



یک سطح لغزش نابجایی پله‌ای می‌سازد در نظر بگیرید
وقتی jog و نابجایی روی یک صفحه باشند به آن kink می‌گویند
kink ها با jog پیچی تأثیری روی حرکت نابجایی پله‌ای ندارند
kink ها حرکت زیادی دارند حتی در جهات مایل هم حرکت می‌کنند
در اثر حرکت kink ها نابجایی تغییر ایجاد می‌شود.

s.a.m



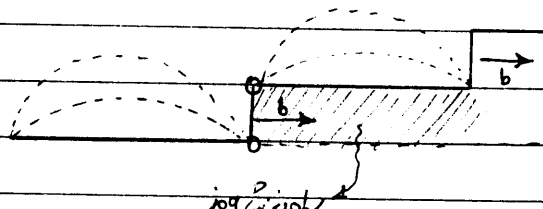
سطح لغزش لایه‌ای از اتم‌هاست.
اگر بخشی سطح لغزش به این صورت
لوله‌ای شکل هم یک نابجایی پیچی تولید کرده
که اثر پایدار آن اهمیت نیست.
انرژی سیستم برحسب واحد طول نابجایی ثابت ریشه Gb^2
این انرژی یک انرژی تنشی است. نیروهای را انرژی بر واحد طول نابجایی ثابت ریشه Gb^2
اما نابجایی‌های مرتبط با انرژی سیستم min است. اگر نابجایی‌ها حرکت نکنند انرژی
غیر پیچی کمتر یعنی از یک min به min دیگری رود. برای استخراج نیاز مند تنش هستیم تا بتوانیم بر سد انرژی غلبه کنیم

حرکت kink ها چنین ساده است می‌پذیرد. این حرکت تا حتی در ماده‌های نزدیک به صفر مطلق وجود دارد
kink ها را هم حرکت نابجایی‌ها می‌نامند.

جلسه نهم ۷۴/۸/۱

حرکت نابجایی‌ها با jog

jog ایجاد شده در نابجایی پیچی از نوع پله‌ای است.
jog پله‌ای یک سطح لغزش دارد. سطح jog
با مرور زمان گسترش می‌یابد.

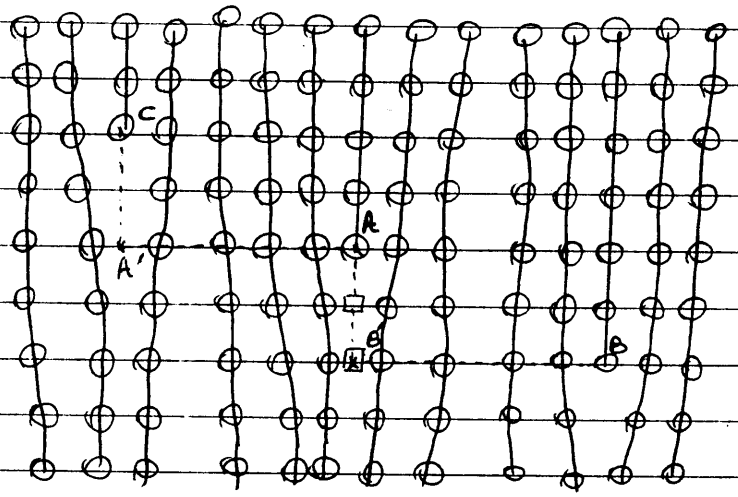


نابجایی پله‌ای برای هر jog دو اتم واحد دارد
که هر کدام روی سطح لغزش ضد دیگر که هر دو سطح سطح فشرده بودند
حرکت می‌کرد. برای هم دو اتم هر دو روی یک سطح فشرده قرار دارند
سخت‌تر حرکت کنند. این است که وقتی نابجایی پیچی حرکت می‌کند
سطح لغزش ضد دیگر عرض می‌کند. برای همین jog پله‌ای نمی‌تواند سطح لغزش ضد دیگر عرض کند و همراه نابجایی پیچی حرکت کند
(چون پله‌ای است) پس این jog می‌تواند مانع حرکت نابجایی پیچی شود. در واقع یک jog پله‌ای به صورت مغناطیسی ایجاد می‌شود
دیدیم وقتی یک نابجایی طولش زیاد شود انرژی بر واحد طول آن زیاد می‌شود و وقتی انرژی بر واحد طول آن زیاد شد عکس العمل
آن یعنی کشش خطی زیاد می‌شود. بنابراین نیروی که به این فعل وارد می‌شود بیشتر می‌شود

حالا بررسی می‌کنیم که با چه مکانیزم‌هایی این jog ها می‌توانند همراه نابجایی پیچی حرکت کنند

s.a.m

فرض کنیم این jog برای یک نابجایی پیچی است به صورت زیر:
طول آن به اندازه یک پارامتر بردر است



این jog در نقطه A است. نابجایی پیچی حرکت می‌کند و فرض می‌کنیم این jog همراه نابجایی پیچی حرکت می‌کند.
فرض می‌کنیم این jog از نقطه A به نقطه B بیاید یکی از مسیرهایی که وجود دارد این است که از A تا B صعود کند و از B به نزول کند.
این تنها مسیر نیست، می‌توانست هر چقدر خواست صعود (یا نزول) کند و آن‌گاه از A تا B برسد.

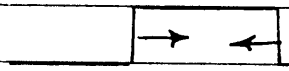
صعود این jog همراه با تولید Vac است.

حال اگر فرض کنیم jog از B به A بیاید تا برای مسیر C هم یکی از مسیرهای این است که از A تا A' نزول کند و از A' تا C صعود کند.

$$\left.\begin{matrix} A \to B' & \text{صعود} \\ B' \to B & \text{نزول} \end{matrix}\right\} \text{تولید Vac} \qquad \left.\begin{matrix} A \to A' & \\ A' \to C & \end{matrix}\right\} \text{جذب Vac}$$

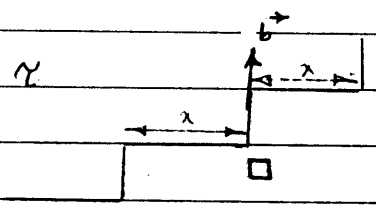
باز هم این تنها مسیر نیست. مسیر حرکت صعودی از A' تا C همراه با جذب Vacancy است.

پس هر حرکت یک jog برای همراه نابجایی پیچی یا باید Vac تولید شود یا جذب شود.
اثبات این حرکت نیاز به تولید یا جذب Vac است یعنی نیاز به انرژی است و این انرژی از کجا تأمین می‌شود؟ پس یک تنش است.
تنش حرکت نابجایی همراه با افزایش طول و در نتیجه افزایش انرژی کرنشی سوا هم طول است. از طرفی اگر بین Vac ها تعادل باشد تولید یا جذب آن‌ها همراه با افزایش انرژی است. نابجایی وقتی حرکت می‌کند به جای آن انرژی از دست می‌دهد و این انرژی صرف تولید یک Vac بیشتر است. بنابراین به جای اینکه افزایش طول دهد، Vac تولید می‌کند، یعنی نابجایی با انرژی یک سوم مرتبه جا به جا شده است. یعنی نابجایی وقتی شروع به حرکت می‌کند سنگین است.


(jog ها هم همین حرکت صعودی و نزولی را دارند)

از همان ابتدا jog نتوانست آن حرکت کند اما بعد از مدتی با تولید Vac، jog هم می‌تواند همراه آن حرکت کند.

تنش jog ها وقتی روی یک نابجایی موجودی آنها نمی‌تواند حرکت کند، بعضی آزمایشات نشان می‌دهد که آنها بعد از مدتی شروع به حرکت می‌کنند. این به همراه هم حرکت می‌کنند.
چون jog ها جهت حرکت را عمود بر فرض می‌کنیم ناصیه آن‌ها هم باید باشد یعنی نابجایی منظم باشد.



وقتی تنش آنقدر زیاد می‌شود که نابجایی ول می‌شود و به حرکت خود به نابجایی ادامه می‌دهد نیرو بر واحد طول τb است و نیروی وارد بر طول a برابر τab می‌شود.
اگر یک Vac تولید شود، jog به اندازه b حرکت کند (صعود کند)
چون فرض کردیم تمام jog ها مساوی‌اند بنابراین برای هر طول a یک jog وجود دارد

s.a.m

پس وقتی jog از انرژی خارجی حرکت کند، کل طول x از انرژی خارجی حرکت خواهد کرد و حرکت آن آزادتر می‌شود
پس اگر نابجایی به اندازه b حرکت کند، کار انجام شده توسط طول x عاصفه نیروی $2\tau bx$ در جهت حرکت خواهد بود:

کار انجام شده توسط طول x در جهت حرکت به ازای حرکت یک Vacancy:	$W = (2\tau x)b = 2\tau b^2 x$
انرژی یک Vacancy: $\alpha G b^3$	تقسیم انرژی بر واحد طول یک نابجایی $\alpha G b^2$ است

وقتی یک Vac جذب می‌شود یعنی یک jog تولید می‌شود
jog یک پله به طول b است. بنابراین انرژی یک jog = انرژی یک Vac $= \alpha G b^2 (b)$

بنابراین در لحظه‌ای که به ازای انرژی تولید یک Vac شود، Vac تولید می‌شود یعنی:

$$2\tau b^2 x = \alpha G b^3$$

آ: تنشی که در آن تنش Vac می‌تواند تولید شود $\quad x = \frac{\alpha G b}{2\tau}$ یا $\tau = \frac{\alpha G b}{x}$

دقت داشته باشید چون انرژی حرارتی نداریم، انرژی تولید می‌تواند تقریبا بسیار زیاد شود زیرا انرژی حرارتی عاملی است که کمک می‌کند

"تشابه و تفاوت نابجایی"

جنبه‌هایی که در مورد عیوب نقطه‌ای گفتیم در مورد نابجایی به هیچ عنوان صادق نمی‌باشد. در مورد عیوب نقطه‌ای گفتیم که عیوب نقطه‌ای در حال تعادل ترمودینامیکی هستند. مثلا در مورد Vac گفتیم در دمایی یک تعداد Vac در حال تعادل هستند اما نابجایی چنین است. فلذا نابجایی دارای انرژی بیشتر است و هیچ وقت هم در حال تعادل ترمودینامیکی نیست فرق دیگر عیوب نقطه‌ای با نابجایی‌ها این است که عیوب نقطه‌ای را هیچ وقت نمی‌توان دید یعنی هیچ میکروسکوپی نمی‌تواند آن‌ها را نشان دهد. در جایی که نابجایی‌ها را می‌توان دید. عیوب نقطه‌ای به تنهایی خیلی بزرگ‌تر هستند و جزو دسته‌ای می‌رسیم جایی که نابجایی با میکروسکوپ الکترونی قابل دیدن است.

تقسیم نابجایی هیچ وقت در تعادل ترمودینامیکی نیست. پس چرا نابجایی‌ها در حال تعادل نیست باید بالاخره در جایی از لحاظ انرژی قابل دفن باشد. بعضی جنبه‌ها می‌توان گفت طی کاری مکانیزم نابجایی به وجود می‌آید که ترانس، اما وقتی به وجود آمده باشد می‌توانیم آن را در این سه دسته بررسی کنیم

(۱) به وجود آمدن نابجایی در حین انجماد:

اصلی‌ترین منشأ نابجایی به وجود آمدن آن در حین انجماد است. در حین انجماد راه‌ها و مکانیزم‌های گوناگونی وجود دارد که نابجایی به وجود آید. یکی از عمومی‌ترین این مکانیزم‌ها به وجود آمدن نابجایی‌ها جهت رشد سریع انجماد است.

s.a.m

نابجایی پیچی

مذاب

جامد

اگر یک سطح را در نظر بگیریم و این سطح شروع نباشد چون اتمها دائماً در حرکت سطح نشونده رشد می‌کند. این سطح سطحی است که زیر آن فاز جامد است و بالای آن اتمهای مذاب. در واقع این سطح تراز می‌گیرند و رشد جامد ادامه پیدا می‌کند. حالتی را فرض می‌کنیم که تنها یک اتم بر روی این سطح تراز شده و این اتم ارتباطش با سطح خیلی محکم نیست زیرا مثل یک خرده کوهک بر روی سطح دریاست. بنابراین اتم بر روی سطح نمی‌تواند زیاد توقف نماید چون انرژی را جذب می‌کند. از طرفی چون بالا تر یک بالاست و تمایل به بیشتر شدن آن هست و از طرف دیگر تنها یک جهت نیروی تراز کرده که به سمت داخل جامد است یعنی تمایل به بیشتر شدن آن هست. بنابراین حالت یک نابجایی پیچی روی این سطح بوجود می‌آید. نابجایی پیچی به صورتی است که اتم‌ها در اطراف آن به صورت مارپیچ قرار گرفته‌اند. اگر یک اتم روی این مارپیچ تراز شود در حقیقت خیلی بیشتر خواهد ماند. بنابراین نابجایی پیچی روی سطح بوجود می‌آید و کمک می‌کند به اینکه رشد جامد بهتر ادامه پیدا کند. وقتی یک جا رشد ادامه پیدا کند، در جاهای دیگر هم راحتتر رشد ادامه می‌یابد.

- اضمحلال (از بین رفتن) Vacancy یکی دیگر از این مکانیزم‌ها است:

در جایی که جامد انجماد و مذاب وجود دارد اما وقتی از جبهه انجماد بخواهیم داخل جامد حرکت کنیم دما کاهش پیدا می‌کند و این کاهش دما سریع است (البته بعضی مواقع بستگی دارد) به یک Gradian دما داریم از جبهه انجماد تا سطح مقابل. وقتی Vac ها را ضرر نمی‌دانیم چون دما تغییر می‌کند. نزدیکی جبهه انجماد دما زیاد است پس وقتی Vac زیاد است. دما در جاهای پایین‌تر در درون جامد وقتی Vac کم است. این اختلاف Vac باعث می‌شود که نابجایی بخواهد بالا بیاید یعنی یک حفره Vacancy بخواهد بیاید تبدیل می‌شود به یک حفره نابجایی. یعنی Vac ها کنار هم جمع می‌شوند تبدیل به حفره نابجایی می‌شوند.

Temprature Gradian

جبهه انجماد

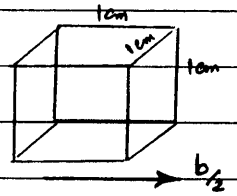
"تونل زنی" هم می‌تواند خیلی کمک کند. مثلاً وقتی یک نابجایی داریم دور اطراف آن می‌تواند یک نابجایی دیگر تونل زنی کند می‌تواند بخواهد بیاید بالا و همدیگر را خنثی کنند.

بنابراین نابجایی‌های انجماد بوجود می‌آید و بعداً با تغییر حرارت این نمی‌توانیم آن‌ها را زیاد بکنیم می‌توانیم Vac ها را کم کنیم اما بطور کامل هیچ وقت نمی‌توان آن‌ها را از بین برد.

فرض نابجایی در یک جسم آنیل شده و نسبتاً کامل تعداد حدود 10^6 خط/cm^2 وجود دارد. فرض کنیم یک فلزی داریم که حجم $1cm^3$ داریم و می‌خواهیم آن را تغییر شکل دهیم

بر این جسم حدوداً 10^6 خط/cm^2 نابجایی داریم.

هر نابجایی که حرکت کند از روی یک سطح لغزش به اندازه $\frac{b}{2}$ جابجایی بوجود می‌آورد



s.a.m

$$\begin{cases} b \simeq 2\times10^{-8} \\ 10^6 \times b/2 \end{cases} \longrightarrow 10^6 \times \frac{1}{2} \times 2\times10^{-8} = 10^{-2}$$

تعداد جابجایی برای لغزش یک جابجایی

سطح مرتبط با اندازه 10^{-2} تغییر شکل داریم

در حالی که در عمل با حدود بیشتر از این ها تغییر شکل داریم.

مثلاً اگر این بلور را مثلاً از جنس Al فرض کنیم حدود 10% تغییر شکل داشتیم

پس نابجایی های موجود برای تغییر شکل های که ما عملاً ایجاد می کنیم کافی نیستند. پس نابجایی باید به طریقی به وجود بیاید.

مثلاً همین جسمی که 10^6 خط نابجایی بر cm^2 داشت بعد از تغییر شکل چیزی حدود 10^{12} خط بر cm^2 نابجایی دارد. بنابراین نابجایی باید تولید شود یعنی از یک سطح داخل جسم آن را ایجاد کند. دو حالت برای ازدیاد تعداد نابجایی وجود دارد:

(1) چندلغزی نابجایی (تولید)

(2) تکثیر نابجایی

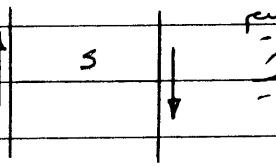
تفاوت این دو در این است که در چندلغزی از جایی نابجایی چند نابجایی به وجود می آید اما در تکثیر یک نابجایی منشعب شود برای به وجود آمدن نابجایی ها این دو مکانیزم می تواند یا ترکیبی از این دو نابجایی ها باشند.

(1) چندلغزی نابجایی:

- چندلغزی همورن

- چندلغزی هتورن

چندلغزی همورن نابجایی: به وجود آمدن نابجایی در یک صفحه بلور. مثلاً برای فرض کنیم نابجایی که همچین چیزی وجود دارد یک صفحه بلوری نصف شود و این دو نیم صفحه در هم دور بشوند تا نابجایی مجدداً در خلاف جهت نابجایی اولیه ایجاد کند.



برای نابجایی پیچی در صفحه نابجایی در خلاف جهت هم به وجود آمدن. این اتفاق ها وجود دارند باید ببینیم تنش لازم برای چندلغزی نابجایی ها چقدر است؟

برای این کار با روابط ساده تر شروع می کنیم در یک صفحه نابجایی پیچی به وجود آمدن یکی نابجایی مثبت و دیگری منفی است که در فاصله S در بلور از هم دور می شوند. می خواهیم ببینیم تنش لازم برای چنین عملی چقدر است؟ اساساً تغییر انرژی در یک سیستم را حساب می کنیم وقتی جسمی تغییر می کند یکی انرژی برای به وجود آمدن خود نابجایی ها و دیگری برای برداشتن آن ها از هم. فرض کنیم S جایی است که نیروی جاذبه آن ها با هم برابر است

انرژی برای هر واحد طول نابجایی پیچی: $\frac{Gb^2}{4\pi} \ln \frac{R}{r_0}$ — سیستم از دو نابجایی

اگر $R = S$ بگیریم: انرژی برای دو نابجایی $\frac{Gb^2}{4\pi} \ln \frac{S}{r_0}$

s.a.m

تنش وجود دارد با آن کاری نداریم. در اینجا کار لازم انجام شده، نیروی اصطکاک نابجایی را غلبه کرده است

کار انجام شده برای حرکت نابجایی برای حرکت به فاصله ds: $\tau b\, ds$

$$E_{tot} = \frac{Gb^2}{4\pi} \ln \frac{S}{r_0} - \tau b s$$

این انرژی وقتی $s=0$ یا $s=\infty$ است حداقل است
نابجایی این وضع را ندارد و همیشه حرکت می‌کند
می‌شود این انرژی را برای Max پیدا کرد و بعد ماکسیمم را با مینیمم جمع زد

$$\frac{dE_{tot}}{ds} = 0 \Rightarrow \frac{Gb^2}{4\pi}\frac{1}{s} - \tau b = 0 \Rightarrow \boxed{s^* = \frac{Gb}{4\pi\tau}}$$

فاصله برای انرژی Max:

$$E_{max} = \frac{Gb^2}{4\pi} \ln\left[\frac{Gb}{4\pi\tau r_0}\right] - \frac{\tau b (Gb)}{4\pi\tau}$$

$$E_{max} = \frac{Gb^2}{4\pi}\left[\ln \frac{Gb}{4\pi\tau r_0} - 1\right]$$

بصورت تقریبی $b = r_0$ فرض کنیم:

$$E_{max} = \frac{Gb^2}{4\pi}\left[\ln \frac{G}{4\pi\tau} - 1\right]$$

برای اینکه بصورت کلی این انرژی بیشتر باشد تنش این انرژی Max
را به سیستم منتقل کند. اگر این تنش را τ_N بنامیم، جایی است که E_{max} برابر صفر یا کمتر یعنی جایی که نیرو Max است

$$\begin{cases} \tau = \tau_N \\ E_{max} \to 0 \end{cases} \qquad \ln \frac{G}{4\pi\tau_N} - 1 = 0 \Rightarrow \ln \frac{G}{4\pi\tau_N} = \ln e \Rightarrow \frac{G}{4\pi\tau_N} = e$$

$$\boxed{\tau_N = \frac{G}{4\pi e}} \qquad \tau_N \simeq \frac{G}{30}$$

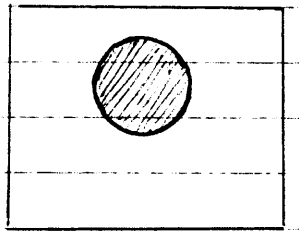
این تنش انرژی Max لازم برای عبور از نابجایی را تأمین می‌کند
بصورت تقریبی می‌توانیم بگوییم یک سوم مدول برشی است
این تنش تنشی لازم برای این است که نابجایی حرکت کند هیچ نابجایی وجود ندارد که جلوی حرکت
این تنش بسیار کوچک است و ما عملاً هیچ وقت با این تنش کار نمی‌کنیم. پس ارتقای عبور از نابجایی بصورت اصطکاکی
وجود خواهد داشت.
بنابراین می‌توانیم بگوییم قدرت نابجایی عبارت است از عبور از قله‌ها و نابجایی برای عبور از تنش بیشتر نیاز دارد.

s.a.m

۸۴/۸/۸ — «جلسه دهم»

«جوانه زنی هیدروژن نابجایی»

جوانه زنی هیدروژن و جاهایی که تراکم تنش وجود دارد مثل نابودگی، ذرات سخت و غیره می تواند بر جوانه زنی هیدروژن تاثیر بگذارد. وقتی جسمی را تغییر شکل می دهیم و انتظار نابجایی بیشتر افزایش می یابد. اما شاید وقتی که یک جسم خالص را دهم تغییر شکل می دهیم و انتظار نابجایی افزایش زیادی پیدا می کند، هر چند در آنجا نابودگی نداریم پس افزایش نابجایی باید نشأت گیری از جوانه زنی هیدروژن دهم داشته باشد. در اینجا به مورد جوانه زنی هیدروژن صحبت می کنیم.



اگر یک جسم شکل پیچیده هم در نظر بگیریم می توانیم درون آن یک جزء بوجود بیاوریم بدون اینکه این جسم خراب شود. درون این جزء یک جسم دیگر با همین اندازه ایجاد کنیم و سعی کنیم این جسم را جسم قبلی جوش دهیم بطوری که اتصال کاملاً پیوسته باشد. اگر دمایان برود شته با اختلاف انبساط حرارتی جسم اول و دوم بین دو جسم یک تنش فشاری یا کششی بوجود می آید. اگر شعاع جزء ای که ایجاد کردیم r_0 باشد و ضریب انبساط حرارتی جسم اول α باشد:

α: ضریب انبساط حرارتی جسم دوم — $r = r_0(1+\alpha\Delta T)$

Δr: تغییر شعاع جسم دوم که درون جزء قرار می گیرد — $\Delta r = r - r_0 = r_0\alpha\Delta T$

$\Delta r'$: تغییر شعاع جزء — $\Delta r' = r_0\alpha'\Delta T$

در صورتی که α و α' برابر باشند یعنی اگر $\Delta r = \Delta r'$ در این صورت هیچ گونه تنشی بین دو جسم وجود ندارد.

اگر $\Delta r > \Delta r'$ در این صورت به علت وجود اتصال بین دو جسم تنش کشش خواهیم داشت

اگر $\Delta r < \Delta r'$ در این صورت جسم دوم بیشتر منبسط می شود و تنش فشاری خواهیم داشت

این میدان تنش ایجاد شده می تواند حدی باشد که جوانه زنی نابجایی شود که به صورت هیدروژن است.

پس وقتی در جسمی نابودگی داشته باشیم در اثر اختلاف ضریب انبساط حرارتی میدان تنش خواهیم داشت که می تواند منجر به وجود آمدن نابجایی به صورت هیدروژن شود. البته این مثال تا حدی فرضی و تخیلی بود.

یک مثال واقعی تر: فرض کنید جسمی داریم که اثر عملیات حرارتی بر آن رسوب بوجود آمده.

در اطراف این نابودگی یا رسوب هم یک میدان کرنش ایجاد می شود.

اگر این رسوب را هسته ای فرض کنیم و فرض کنیم

که این رسوب در خلال ذوب ایجاد شود

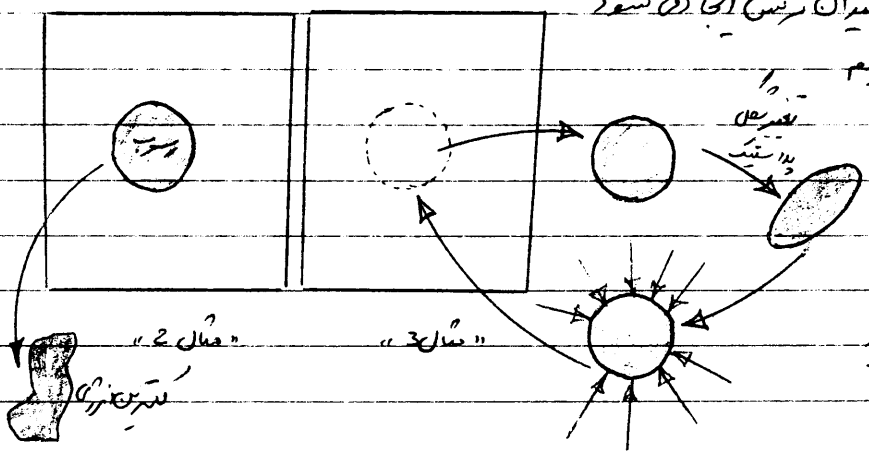
در این حالت این نابودگی هیچ تنشی

در اطرافش وجود ندارد. یعنی از ابتدا

که شکل گیری صورت گرفته کمترین انرژی

را داشته باشد. اما در عمل این رسوب باید

درون همان جزء ذوب تشکیل می شد.



s.a.m

برای اینکه بخواهیم آن را در درون همان حفره قرار دهیم باید به آن نیرو وارد کنیم تا بتوان همان حفره را پر کرد و سپس آن را درون حفره قرار دهیم. یعنی در واقع برای رسیدن به یک جسم باید یک تنش معرف باشد تا بتوان آن را از حالت اولیه آن تشکیل می‌شود.

مثال دیگری که در اینجا مطرح می‌کنیم باین صورت است که یک جسم داریم و می‌خواهیم درون آن هیچ حفره‌ای ایجاد کنیم و آن را به شکل اولیه برگردانیم. این جسم شکل اولیه قرار نمی‌گیرد و همان تغییر شکل یافته بنابراین دست ما برای اعمال آن یک نیرو وجود داشته باشد تا همان شکل اولیه قرار گیرد. پس همان حالت تنش نیرو وارد می‌کنیم باید آن را درون حفره قرار دهیم. حالا اگر نیروها برداریم جسم می‌خواهد همان حالت تغییر شکل یافته خود برگردد اما حفره اجازه نمی‌دهد. پس یک تنش در اطراف آن بوجود می‌آید یک مقدار حفره فشار وارد می‌کند یک مقدار جسم به دیواره یک حالت تعادلی با هم قرار می‌گیرند ولی در اطراف آن یک میدان تنش بوجود می‌آید که این میدان تنش می‌تواند منجر به جمله زنی نابجایی شود.

مثال عملی که می‌زنیم یک جسم بلکه است که در داخل آن یک ملکب ترک اورده‌ایم آن را حذف کرده‌ایم

اگر جسم اصلی بخواهد تغییر شکل بدهد

حفره هم یک تغییر شکل برای کند یعنی دیگر

به شکل مکعبی نیست. اگر بخواهیم این مکعب ترک

را به جای اول خود برگردانیم

یک تنش ماده وارد بر حالت اولیه می‌شود

و یک تنش خنثی ایجاد می‌شود. این کمبود

ماده را از اینکه ماده به جای دیگر باقیت می‌شود

اگر ماده نخواهد انتقال یابد شکست خورد و حفظ کند،

برشت خنثی، حلقه Vac ایجاد شود و در پشت دیگر بین نشستی برخورد کند. بنابراین نابجایی بوجود آمده انتقال خنثی شود

این مثال در طبیعت می‌تواند به این معنا باشد که درون یک ماده مکعبی یک ماده تردد سخت مکعبی دیگر وجود داشته باشد که شکل پذیر نیست. یعنی جسم بزرگ تا تغییر شکل می‌دهیم و با جسم کوچک تغییر شکل پیدا نمی‌کند. پس برای اینکه انتقال برقرار نباشد باید اطراف مکعب کوچک نابجایی بوجود بیاید که در پشت بین نشین یا حلقه‌های Vac باشد.

حتی اگر ترک را با یک جسم پر کنیم تغییر شکل پیدا کند بدان است جسم تردد تغییر شکل پیدا کند یا باید جسم تردد شده شود یعنی انتقال ایجاد شود یا اینکه انتقال با توجه به آمدن نابجایی برقرار باقی بماند.

در این مثال‌ها دیدیم که چرا نیرو نابجایی تولید اختلاف انبساط حرارتی یا اختلاف تغییر فرم پلاستیک در دو فاز یا جسم سخت صورت می‌گیرد تا انتقال در ماده برقرار باشد.

بنابراین منشأ تولید تنش یا به صورت اختلاف انبساط یا به صورت اختلاف تغییر فرم پلاستیک بوده و علت اختلاف شکل در ماده در جایی که ماده دوم وارد زمینه شکل می‌گیرد هم می‌تواند باشد

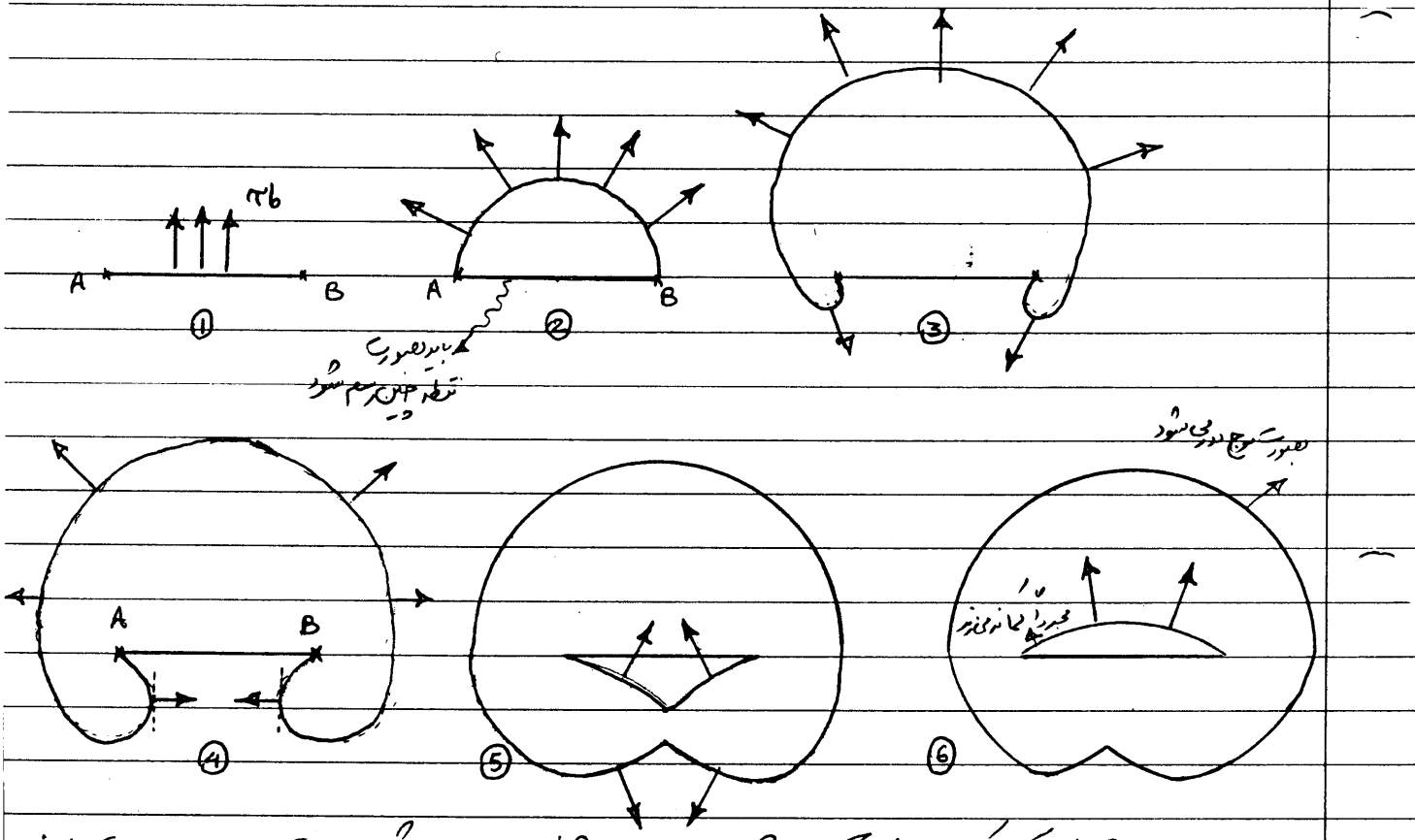
s.a.m

تکثیر نابجایی Multiplication of Dis.

دیدیم که حرکت نابجایی تحت تنش برشی بالایی نیاز دارد. در حالت نرمال تعداد نابجایی کم نیاز به تنش زیاد دارد تا حرکت کند و جسم تغییر شکل دهد. اما در اجسام خالص کم، برای تغییر شکل دادن به تنش زیادی نیاز است. یعنی جسم سخت تر می شود. اما در اجسام خالص کم، برای تغییر شکل دادن به تنش زیادی نیاز است. یعنی جسم سخت تر می شود. اما در اجسام خالص کم، برای تغییر شکل دادن به تنش زیادی نیاز است. یعنی جسم سخت تر می شود.

Frank-Read Sources :

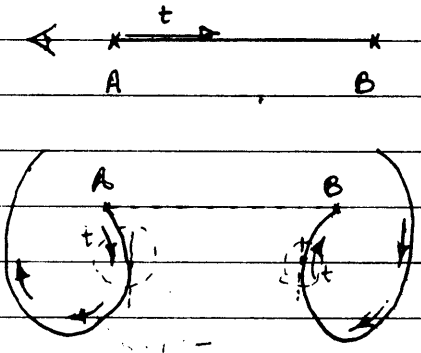
یکی از مکانیزم هایی که برای تکثیر نابجایی ها پیشنهاد شده توسط Frank و Read ارائه شد. این منابع توسط میکروسکوپ الکترونی دیده شده. می دانیم یک نابجایی که انتهای بسته یا به سایر نابجایی ها متصل شده و انتهای ثابت است. نیروی وارد بر واحد طول نابجایی τb است و حرکت آن عمود بر خط نابجایی است.



چون نابجایی نمی تواند حرکت کند سر دو آن افزایش می یابد سر نیرو بصورت ساده ای است و نابجایی بصورت منحنی در می آید. سر نیرو همیشه عمود بر خط نابجایی است و حرکت نابجایی بصورت انبساط است. همین ترتیب مثل نابجایی تغییر می کند. در شکل ④ بخش منحنی شده دوباره نابجایی مستقیم را تشکیل می دهد. در این نابجایی مستقیم بر سر یکدیگر اثر خنثی می کنند و نهایتا همانطور که در شکل ⑤ منحنی شده نابجایی دوباره تقسیم می شود. چون نیرو همیشه عمود بر خط نابجایی است قسمت بالای نابجایی شروع به جمع شدن می کند و این حالت ادامه می یابد تا اینکه بصورت حلقه بسته در می آید و دوباره شروع به منبسط شدن می کند و این حالت ادامه می یابد. بخش منبسط شده هم بصورت توپ

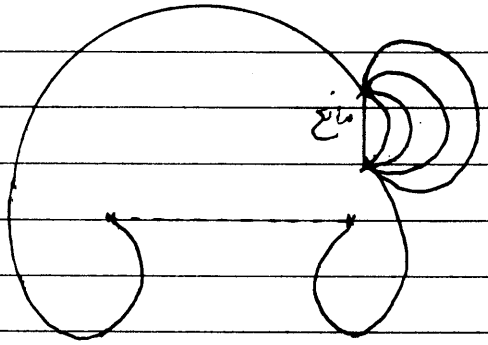
s.a.m

دوری شود. یعنی یک خط نابجایی تشکیل شد و منبعی برای تولید خطوط نابجایی بوجود آورد تا زمانی که تنش ادامه پیدا کند. این مکانیزم تکثیر نابجایی توسط منبع Frank-Read است. دو نکته در این جا شایان ذکر است: (1) می دانیم که جهت بردار برگرز با خط نابجایی عمود است.



برای خود خط نابجایی یک جهت قراردادی در نظر می گیریم این جهت را با یک بردار روی خط نابجایی مشخص می کنیم بطوری که وضعیت دو بردار بصورت مقابل باشد. بردار t برای ما بیانگر جهت مثبت است. بنابراین جهت مثبت برای نابجایی لبه را می گیریم یک بردار برگرز در جهت عقربه های ساعت رسم می کنیم. جهت خط نابجایی هم در جهت بردار برگرز اثر دارد. بنابراین اگر نابجایی مشخص شده در شکل از طرف پشت دیده شود جهت مثبت جهت حرکت عقربه های ساعت است. چون در خلاف جهت هم هستند همدیگر را خنثی می کنند و در یک دایره تقریبا همین حالت است.

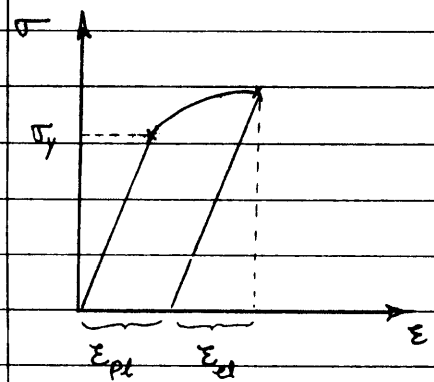
(2) این مکانیزم تنها زمانی اتفاق می افتد که در روی سطح لغزش هیچ مانعی وجود نداشته باشد. اما سطح لغزش پر از مانع است حداقل نابجایی های دیگر به عنوان مانع عمل می کنند. اما اگر این نابجایی ما به یک مانع برخورد کند. خود این مانع می تواند به عنوان یک منبع Frank-Read عمل کند و نابجایی تکثیر شود.



بنابراین نابجایی همیشه در حال تکثیر است

اصولا منبع Frank Read پس از تنش تسلیم فعال می شوند بنابراین تکثیر نابجایی توسط منبع Frank-Read از تنش تسلیم به بعد آغاز می شود. به همین دلیل است که وقتی وارد ناحیه پلاستیک می شویم دانسیته نابجایی به شدت افزایش می یابد.

اصولا یک نابجایی نمی تواند بیشتر از نیم دایره شود چون به لبه نمونه می رسد تنش هایی که نشان به اندازه نیم دایره شده است برگشت داده می شود. یعنی تنش هایی که نیم دایره نزدیک شده ایم اگر تنش را حذف کنیم برگشت الاستیک آن ها به حالت اول برمی گردانند. وقتی که از نیم دایره بیشتر داریم وارد محدوده پلاستیک می شویم.

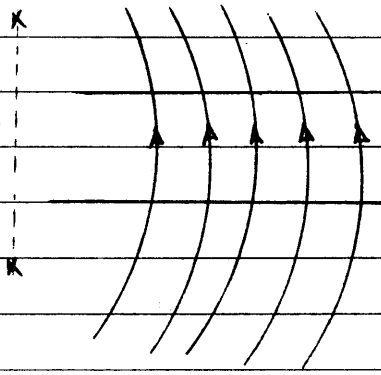


در منحنی تنش-کرنش تنش تسلیم را رد کنیم و وارد ناحیه پلاستیک شویم و سپس تنش را برداریم یک مقدار برگشت الاستیک داریم ولی کرنش پلاستیک دائم داریم که برگشت ناپذیر است.

وقتی تغییر شکل پلاستیک می دهیم چون ساختار تغییر می کند زیرا دانسیته نابجایی ها تغییر می کند یعنی در اثر تغییر شکل پلاستیک

s.a.m

تنش تسلیم تغییری کند. هر نابجایی که حرکت لغزشی دارد می‌تواند منبع Frank Read باشد.

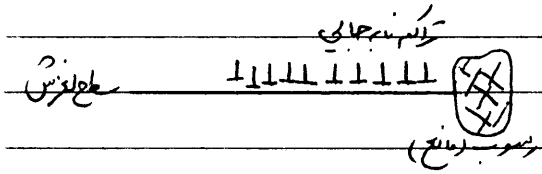


بنابراین هر نابجایی نابجایی‌های دیگری تولید می‌کند به‌صورت امواج نابجایی دوری شوند که باعث نزاشن و انتشار نابجایی می‌شود.

کرنش تک‌شدن نابجایی در مناطق مرده وجود دارد می‌تواند سبب تراکم یا انباشتگی نابجایی شود

مثلاً اگر روی یک سطح لغزش به مانعی برسد

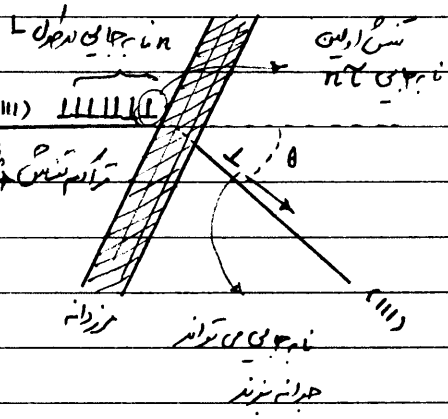
مطابق شکل یک سری نابجایی هم نام پشت هم انباشته می‌شوند. چون نابجایی‌ها همدیگر را دفع می‌کنند تراکم نابجایی یعنی تراکم تنش چون نابجایی‌ها هم نام هستند این تنش یک تنش پس‌ماند است که در آزادشدن می‌تواند کار انجام دهد.



نسبط شدن نابجایی یعنی انتشار آن تا جایی که با مانعی برخورد نکند. یعنی عیب مانند یک موج در بلور پخش می‌شود و با فاصله از آن بالا می‌رود

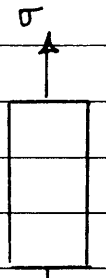
s.a.m

توسیم تکمیل تقدیم منابع Frank-Read این است که نابجایی ها
نشت موانع ایستاده نمی شوند.



از این مانع مرزدانه با شکل و یک منبع Frank-Read
داشته باشیم که نابجایی تولید نماید نابجایی ها
که نشت مرزدانه ای رسند قسمتی همیشه قسمتی
بردار برگرس آن ها در یک جهت است بنابراین
در نشت با نیز یک تراکم تنش بوجود می آید
از فرض نیم دقیق با تعداد n نابجایی
و جهت دار نشته باشیم. تنشی که اولین نابجایی
به مرزدانه وارد می کند می توان نشان داد برابر nτ
است. این تمرکز تنش می تواند سه حالت ایجاد کند:

(1) نابجایی صعود کند: از تعداد نابجایی های متراکم کم می شود و مقداری از تنش Relax می شود
(2) از ادغام چند نابجایی یک جوانه ترک ایجاد شود: در اجسام نیمه ترد چنین مکانیزمی وجود دارد.
(3) نابجایی در دانه مجاور جوانه بزند: می دانیم مرزدانه منطقه ای است که جهات بلوری با هم یک زاویه می سازند
شکل شکل اگر مرجع لغزش صفحه (III) باشد در صفحه (III) از مرزدانه مجاور با هم زاویه ای مثل θ می سازند.
اگر تنش به حدی برسد که برای جوانه زنی نابجایی در دانه مجاور کافی باشد نابجایی در دانه مجاور جوانه می زند (نرانده نابجایی
از مرز عبور کند) و این حالت از تعداد نابجایی های متراکم شده کاسته می شود. اما به تراکم تنش این نخش هم
افزوده می شود.

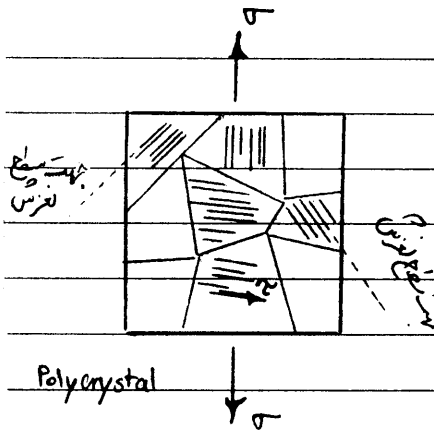


وقتی ماده تحت نیرو با یک Rate مشخص تغییر شکل هم با همین Rate انجام می شود
تنش هم برای نگهداری این Rate تنظیم می شود. هر چه قدر تغییر شکل سخت تر شود
تنش با بالاتری برود تا این Rate حفظ کند. می دانیم نفوذ تنش در سیستم های مختلف انجام
می شود. تا زمانی که لغزش های کریستالوگرافی مختلف انجام می شود برای این کار مانعی نباشد
تراکم تنش در جاهایی نسبتاً نرم نمونه بوجود نمی آید و شکل پذیری بوجود نمی آید زیرا جسم تسلیم است.
اما زمانی که لغزش نابجایی ها تا فوری این تغییر شکل را نکند آن وقت تراکم تنش بوجود می آید
و سبب جدی نمونه شکنند.

در قسمت (3) هم همین صورت است یعنی وقتی در جایی دیگری ادغان لغزش فراهم می شود می تواند از افزایش تراکم تنش
در جایی دیگر جلوگیری کند. بنابراین جوانه زنی نابجایی تواش تراکم تنش می تواند در مرزدانه هم به این صورت اتفاق
بیافتد.

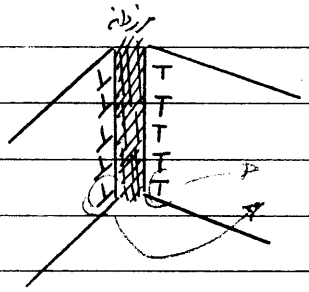
مرزدانه جایی است که دو طرف آن جهات بلوری فرق می کند یعنی با هم یک زاویه θ می سازند.
ساده ترین اندازه این زاویه θ مرزدانه می تواند مرز اصلی یا مرز فرعی باشد. مرز فرعی زمانی است که این زاویه

s.a.m



تغییر شکل پلاستیک در مرز دانه:

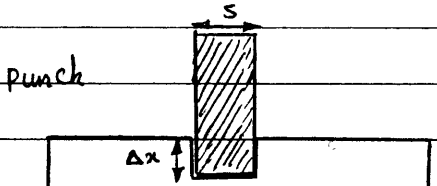
می خواهیم ببینیم مرز دانه چه اتفاقی برای مرز دانه می افتد.
اگر یک جسم پلی کریستال را در نظر بگیریم که از دانه های مختلف تشکیل شده که در هر دانه جهت یابی سیستم لغزش با دانه بعدی فرق دارد. پس از دانه ای به دانه دیگر صفحه لغزش فرق می کند. در این حالت وقتی تنش σ اعمال کنیم این تنش در هر دانه به صورت τ روی صفحه لغزش عمل می کند و بستگی به زاویه ای که صفحه لغزش آن دانه با جهت اعمال σ دارد می سازد، دارد. بنابراین تنش بحرانی دانه های مختلف با هم متفاوت خواهد بود به صورت یک کریستال دیدیم میزان تنش بحرانی τ_c برای $\theta = 0$ و $\theta = \frac{\pi}{2}$ بستگی دارد. دانه ها جهت گیری تنش بحرانی دانه های مختلف تفاوت دارد. بنابراین در دانه تغییر شکل پلاستیک در دانه های مختلف فرق می کند. چون در تغییر شکل پلاستیک زمانی اتفاق می افتد که از یک تنش بحرانی بگذریم و تنش بحرانی در دانه های مختلف در زمان های مختلف اتفاق می افتد. هر چند برای حالت تک بلوری در نظر گرفتیم اما میزان تنش در دانه های مختلف با هم یکسان نیست.



Geometrically Necessary Dislocations

حال اگر دو دانه مجاور در دو طرف یک مرز دانه را در نظر بگیریم که تغییر شکل بیشتری دارد و یکی تغییر شکل کمتری دارد تا تغییر شکل و فشار این اتفاق بیافتد در این صورت مرز دانه باید جابجا شود چون نمی تواند ثابت باقی بماند. از طرفی حرکت هم نمی تواند یکنواخت چون در این صورت شکست اتفاق می افتد. پس مرز دانه حرکت نمی کند. چه اتفاقی می افتد؟ وقتی اختلاف تغییر شکل پلاستیک دو طرف مرز وجود دارد این اختلاف با بوجود آمدن یک سری نابجایی در دو طرف مرز دانه جبران می شود. یعنی یک سری نابجایی در اطراف مرز دانه بوجود می آید این باعث انطباق تغییر شکل پلاستیک با جبران کند. درست مانند گرمشی که در جسم است. پس دو جسم دو تغییر فرم پلاستیک حاصل شد. به این نابجایی ها "نابجایی های لازم از نظر هندسی" می گویند:

این نابجایی ها را Geometrically Necessary Dislocations یعنی نابجایی هایی که بوجود می آیند تا که هندسه جسم تغییر نکند. این نابجایی ها را می هستند که می توان رابطه آن ها را خیلی دقیق حساب کرد. چون از حجم ماده جابجا شده کاملا دقیق می توان این نابجایی ها را حساب کرد. به زبان ساده:



سطح یک فلز را با یک سنبه Punch می کنیم

این جسم را ماده بکر می نامند. در واقع این ماده تبدیل به چند تکه می شود که از این تکه ها نابجایی می شود و این مقدار را جبران می کند. یعنی به صورت یک عیب شبکه نیم صفحه بین تکه ها ظاهر می شود.

$V = s\Delta x$

$V_{\text{یک تکه}} = s.b$

$nsb = s\Delta x$

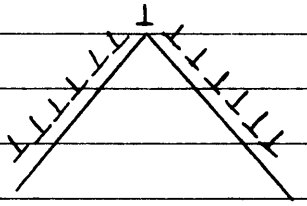
$\Delta x = nb$

s.a.m

ارتفاع سطح Punch، ΔS باشد

عمق فرورفتگی Δx باشد

حجم یک حلقه نابجایی ab است چون عمق آن برابر برداری برگرز است. اگر n حلقه نابجایی خواهد این فرورفتگی را ایجاد کند حجم آن‌ها $n.s.b$ خواهد بود. سپس رقیقاً می‌توان حساب کرد که هر حلقه نابجایی به صورت سیلندر تشکیل شده چون حجم‌ها برابر شده‌اند. پس نابجایی‌ها باید از نظر هندسی راهی بیابند تا بتوان براحتی رابطه آن‌ها را حساب کرد. بنابراین این نابجایی‌ها به وجود می‌آیند تا بتوانند به طول تغییر شکل یکنواخت عبور کنند. این نابجایی‌ها می‌توانند به صورت دانه باشند یا در اتصال سه زوجه و ...



statistically stored Dislocations

نابجایی‌های ذخیره شده تصادفی "statistically stored Dis."

فرض کنید یک lamer cottrell به وجود آید. این نیز به صورت تصادفی در داخل بلور به وجود می‌آید. اگر این نیز به صورت سر نابجایی‌ها را اطراف آن فرض کنیم می‌شوند یعنی محدوده‌ای می‌شود که آن را ذخیره نابجایی می‌نامیم. این نابجایی‌ها نابجایی‌های ذخیره شده تصادفی هستند یعنی تمام نابجایی‌ها از نوع کاملاً تصادفی است.

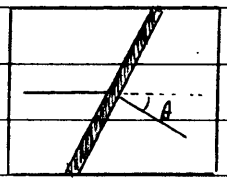
وانشت این نابجایی‌ها را نمی‌توان حساب کرد. این افزایش‌ها از روی خاصیت بلور متوجه می‌شویم. مثلاً سختی بالا می‌رود می‌گوییم وانشت نابجایی افزایش یافته. یا مثلاً استحکام بالا می‌رود می‌گوییم وانشت نابجایی‌ها بالا رفته است. یا مقاومت سختی زیاد می‌شود.

"مدل اصلی" "تأثیر مزدانه روی استحکام"

یکی از پارامترهای که استحکام را بالا می‌برد عبور مزدانه است. استحکام با تنش مزدانه هم متناسب است. آزمایشی برای بررسی تأثیر مزدانه روی استحکام را انجام می‌دهیم به این صورت است که:

یک جسم دو بلوره را در نظر می‌گیریم که تنش مزدانه دارد.

اگر اختلاف جهت بلوری دو طرف مزدانه مشخص شده باشد، استحکام این جسم دو بلوره با هر جسم θ اندازه‌گیری کرده‌اند مشاهده شده هر چه θ بزرگتر باشد استحکام ماده بیشتر است و هر چه θ به سمت صفر نزدیک‌تر شود یا استحکام ماده به تک بلور نزدیک‌تر می‌شود. هر چند این جسم دو کریستال استحکام بیشتری از تک کریستال دارد. پس وجود مزدانه در تنش تسلیم هم تأثیر دارد چون وقتی استحکام ماده بالا برود تنش تسلیم هم بیشتر شده است.



جسم دو بلوره

s.a.m

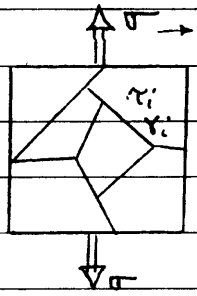
$$\tau_{rs} = \frac{1}{2}\sigma \sin 2\theta \cos\lambda$$

در مورد Single crystal نیستیم:
یعنی تنش برشی ثبتی جهت تری سطح لغزش
و جهت متراکم آن سطح لغزش دارد

$$\tau = \frac{\sigma}{M} \qquad \text{(Single crystal)}$$

λ: زاویه بین تنش و جهت متراکم

اگر تمام این فاکتورهای جهت را $\frac{1}{M}$ نمایش دهیم می‌توانیم بنویسیم که M فاکتور جهت می‌توسم چون نقطه جهات بودن نسبت به جهت اعمال تنش دارد. حالا می‌خواهیم ببینیم برای یک Poly crystal آیا می‌توانیم یک عددی را برای بنویسیم یا خیر.



در Poly-crystal وقتی تنش برشی برای هر دانه متفاوت است.
اگر تنش σ به Polycrystal وارد کنیم و نتیجه آن کرنش مانند $d\varepsilon$ داشته باشیم. اگر فرض کنیم در هر دانه یک تنش برشی τ_i و یک کرنش برشی γ_i داریم و فرض کنیم تمام انرژی صرف تغییر شکل پلاستیک شده و هیچ اتلاف انرژی نداشته باشیم می‌توانیم بنویسیم:

یعنی انرژی که صرف شده برابر است با جمع کل انرژی در دانه‌های مختلف

$$\sigma . d\varepsilon = \sum_{i=1}^{n} \tau_i . d\gamma_i$$

اگر فرض کنیم در هر دانه تنش برابر (تنش به آن دانه‌ها جایی ها شروع حرکت می‌کنند) یک است می‌توانیم بنویسیم:

$$\sigma . d\varepsilon = \tau \sum_{i=1}^{n} d\gamma_i$$

$$\boxed{\frac{\sigma}{\tau} = \frac{\sum_{i=1}^{n} d\gamma_i}{d\varepsilon} = \overline{M}}$$

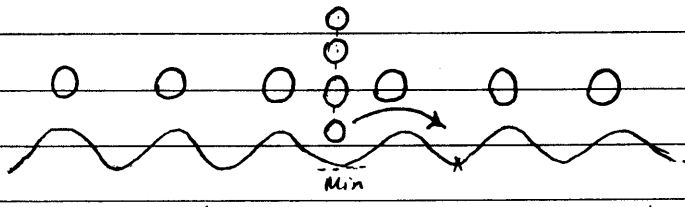
$\overline{M}$: فاکتور جهت متوسط برای پلی کریستال

تنش تسلیم طبق رابطه Hall-Petch با قطر دانه رابطه دارد:

$$\boxed{\sigma_0 = \sigma_i + kD^{-1/2}}$$

D: قطر دانه
(Locking parameter) k ①
σ_0: تنش تسلیم
σ_i: تنش اصطکاکی شبکه

می‌بینیم که برای دانه‌های ریزتر تنش تسلیم بالاتر است. البته این رابطه تا حدی توان ثبت دارد.
انتشار انرژی و اصطکاک نابجایی به جهت وابسته (αGb^2) است. روی سطح لغزش انرژی Periodic است، یعنی به جهت دارد. یعنی روی سطح لغزش:



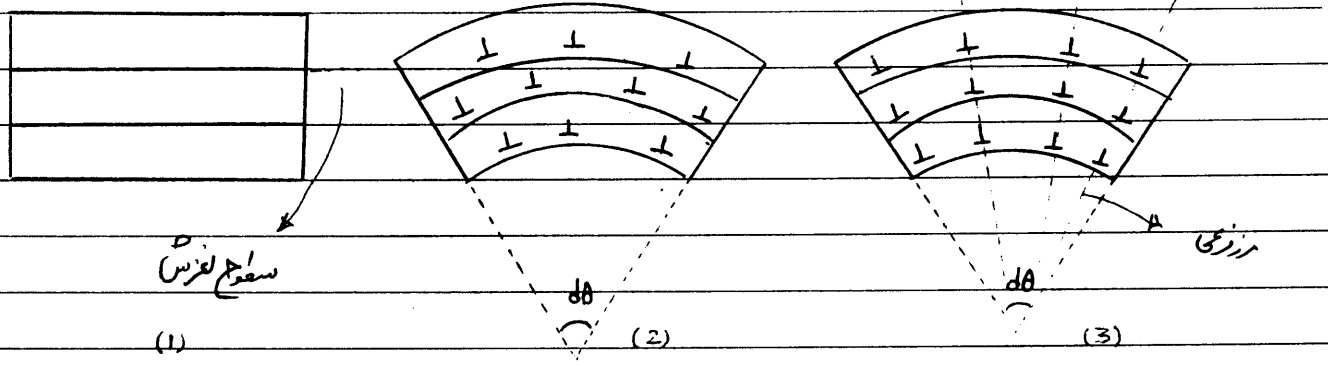
اگر به جهت اتم‌ها به صورت مثل بالا شود تغییرات انرژی به صورت sin است و هنگام حرکت اضافی در دره انرژی بین دو اتم مقداری از انرژی Min دارد. وقتی نخواهد حرکت کند باید یک نقطه Min به نقطه میانی بیرود تا حرکت کند این به دلیل تنش نابجایی باید از آن طرف بر کنار همان اصطکاک شبکه است.

① k: measures the relative contribution of the grain boundaries hardening

s.a.m

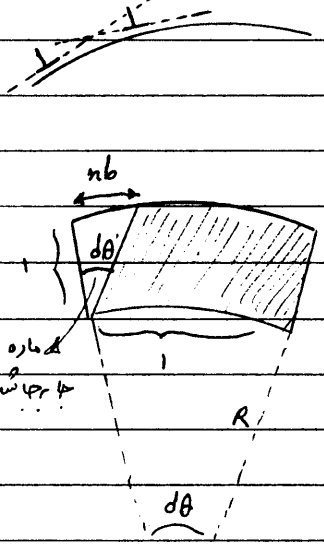
تنشی که لازم است تا به جایی از این سد انرژی کافی برای تنش اصطکاکی به است (τ)
حال اگر تنش برشی بر واحد طول به جایی به موقعیت آن بستگی دارد. وقتی که بیشتر از kink ها هم حرکت می کنیم، حرکت kink به جایی که در یک موقعیت Min انرژی به یک موقعیت Min انرژی دیگر تبدیل می کند. τ یک مقدار ثابت است.
تغییر شکل ها به صورت های مختلف می توان اندازه گیری کرد.

مرزهای زنجی.
از کنار هم قرار گرفتن به جایی ها به وجود می آید.
اگر یک کریستال به سطح لغزش تقسیم شده در نظر بگیریم و آن را به دو قسمت تقسیم کنیم.
و اگر جنس یک سری به جایی روی سطح لغزش ایجاد می شود

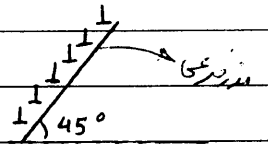


این به جایی ها همان به جایی هایی لازم از نظر فیزیکی هستند و دانسیته آن ها قابل محاسبه است.
حال اگر یک جدید مشترکی انرژی به جسم دهیم این به جایی ها که آرایش خاصی به خود می گیرند آرایش آن ها به این صورت است که روی هم قرار می گیرند چون در این حالت نیروی آن ها صفر است و واقع یک حالت تعادل قرار می گیرند.

یک اختلاف جهت کوچک هم بین به جایی ها به وجود می آید
که محدود به این اختلاف جهت ها برابر همان dθ خواهد بود
مرز زنجی در واقع جمع آوری به جایی هاست در داخل جسم برای
رسیدن به تعادل به شکل بین جدیدشان تا هم نیرو وارد نکنند.

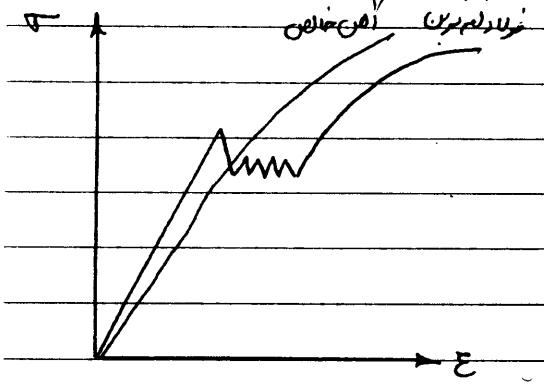


بیشتر در به جایی ها روی صفحه 45° قرار می گیرند زیرا F بین آن ها صفر می شود. ایجاد یک مرز زنجی خواهد کرد



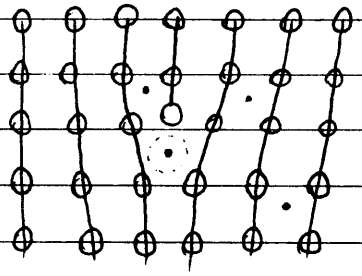
s.a.m

« پدیده تسلیم »



مشهورترین جایی که این پدیده مشاهده می‌شود در فولاد کم کربن است وقتی منحنی تنش کرنش این فولاد کم کربن را رسم کنیم در یک نقطه یک افت تنش شدید داریم و بعد در منطقه‌ای تنش تقریباً ثابت نوسانی تغییر می‌کند و بعد وارد منطقه پلاستیک شونده می‌شود. یعنی یک نقطه تسلیم خیلی خوبی دارد وقتی کربن و نیتروژن را از طریق حذف کنیم و آهن خالص داشته باشیم این پدیده برطرف می‌شود یعنی آهن خالص مثل اغلب فلزات یک نقطه تسلیم ناخوشایند از خود نشان می‌دهد که باید مراقبش باشیم. اما وقتی چند PPm کربن و نیتروژن وارد آهن خالص کنیم این پدیده برطرف می‌شود یعنی پدیده حساس است به اتم‌های C و N.

اتم‌های C و N هر دو اتم‌های بین نشین هستند و شعاع اتمی کمتر از 1 Å دارند و در آهن هر دو بین نشین می‌شوند اگر یک خط نابجایی را در نظر بگیریم:

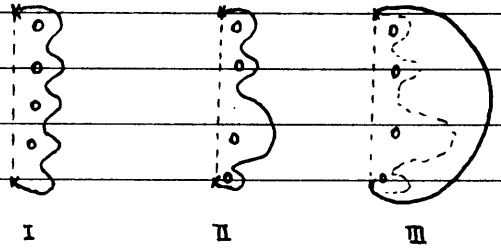


اتم بین نشین یک عیب نقطه‌ای است و اطراف خودش یک برش الاستیک به وجود می‌آورد و یک تنش موضعی ایجاد می‌شود. می‌دانیم در دست زیر خط نابجایی یک منطقه انبساط وجود دارد یعنی فاصله اتم‌ها کمی بیشتر از فاصله عادی اتم‌ها است. پس اگر اتم کربن یا N در قسمت زیر خط نابجایی قرار گیرد دیگر تعادل نسبی برقرار خواهد بود چون تنش زیادی ایجاد خواهد کرد. بنابراین وقتی اتم‌های C یا N به این محل یک حالت کاهش انرژی و کم شدن تنش را خواهد داد.

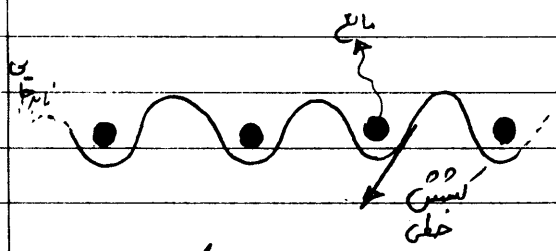
پس اتم‌های C و N یک نیروی جاذبه قوی با این منطقه از نابجایی خود دارد. اتم‌های C و N حرکت زیادی را نسبت به جای خود نمی‌کنند پس با گذشت زمان همه اتم‌های N و C می‌روند زیر خط نابجایی قرار می‌گیرند و بهترین حالت را اشغال می‌کنند.

وقتی فلزی را برای نابجایی‌ها قفل می‌کنند که حرکت نابجایی‌ها قفل یا مختل می‌شود. زیرا اتم‌های بین نشین با نابجایی‌ها در حالت تعادل نسبی و انرژی پایین قرار می‌گیرند. اگر بخواهیم نابجایی‌ها را حرکت دهیم باید انرژی زیادی صرف کنیم. زیرا اتم‌ها از حالت تعادل خارج می‌کنیم. پس نابجایی نیروی بیشتری از حالت عادی خود لازم دارد تا بتواند حرکت کند. پس تنش تسلیم ما بالا می‌رود چون نابجایی‌ها به راحتی نمی‌توانند حرکت کنند تسلیم شروع به تغییر می‌کند. اما از طرفی این قفل‌ها، قفل‌های سختی نیستند یعنی نابجایی‌ها می‌توانند آن‌ها را کنده شود. قفل سخت قفلی است که نابجایی‌ها نمی‌توانند آن‌ها را کنده شود مثل اتم‌های نابجایی، اما این قفل‌ها نرم هستند یعنی نابجایی‌ها می‌توانند با صرف تنش بیشتر از آن‌ها کنده شود.

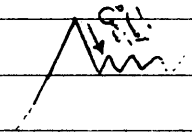
اگر نابجایی‌ها نتوانند از بین عیب‌ها کنده شود. دیگر نمی‌توانند از هم عیب‌ها کنده شود (قفل III).



s.a.m



نابجایی وقتی سد روبرو قرار میگیرد طول آن زیاد میشود وقتی طول نابجایی زیاد شد تنشی عمود از اثر طول یعنی کشش خارجی زیاد میشود مقدار کشش خارجی تنش برطول نابجایی دارد هرچقدر طول نابجایی بیشتر شود چون انرژی بیشتری میشود کشش خارجی هم بیشتری میشود این نیرو در جهت شروع نابجایی از عیب عمل میکند اگر تصادفا عیبی نابجایی از این عیب ها کنده شود طول آن بطور ناگهانی خیلی زیاد میشود وقتی طول زیاد شود انرژی آن افزایش می یابد بنابراین بلافاصله از اتم های دیگر عبور کرده میشود چون نیروی خیلی زیادی دارد نتیجه این امر افت تنش است.



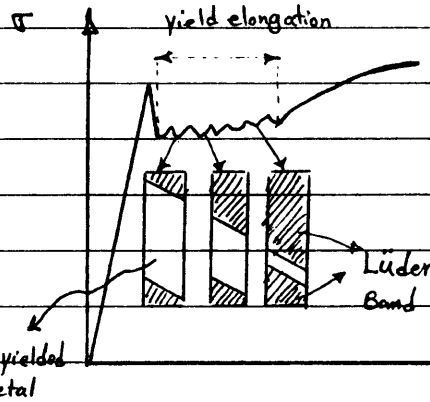
چون نابجایی شروع بحرکت میکند و نیروی لازم برای حرکت آن ناگهان کم میشود چون از عیب رها شده. به این پدیده بهمن "Avalanche" می گویند یعنی وقتی شروع شد بطور ناگهان می آید

سد نابجایی ها با تراکم زیاد تنش در اتمسفر اتم های C و N قفل می شوند برای حرکت نابجایی نیاز به تنش بیشتری هستیم و افزایش تنش در دیاگرام $\sigma - \varepsilon$ بعلت وجود اتم های C و N است. وقتی بالعاق تنش بیشتر نابجایی از این اتمسفر ها شد تنش افت می کند چون حرکت آن نیاز به نیروی کمتری است.

۸۴/۸/۱۵ "جلسه دوازدهم"

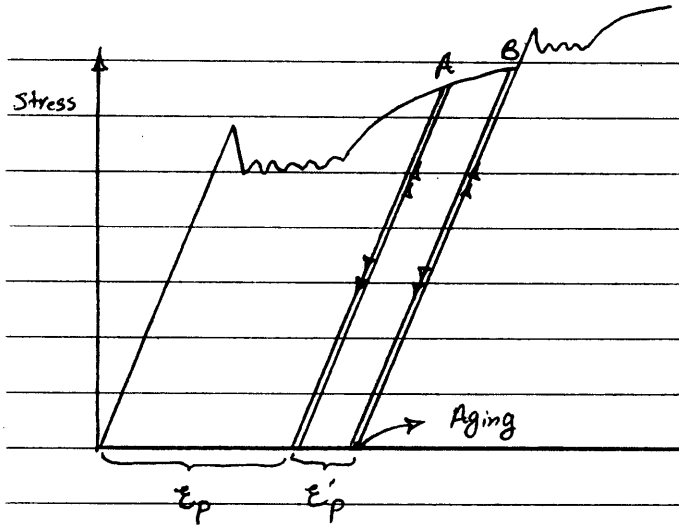
فرض پدیده تنش تسلیم در فولادهای کم کربن بعلت وجود اتم های سن شن C و N است.

در منطقه A غیر همگون یعنی کشش در نمونه دارد تنش متمرکز می شود، تنش تقریبا نزدیک می شود این منطقه مرحله ای از حالت الاستیک بیلاستیک است. در این منطقه برخی از قسمت ها تغییر شکل پلاستیکی دارند و برخی قسمت ها هنوز تغییر شکل نیافته اند. مانع های تغییر شکل در این مرحله شروع به انتشار در نمونه می کنند زیرا تنش های موجود تغییر شکل همگون است. در این قسمت تمام نمونه تسلیم شده و تغییر شکل یافته یعنی این باندها در سراسر نمونه توزیع شده و جای تنش لازم در منطقه A همگون تغییر شکل و همگن بود یعنی کشش در قسمت های نمونه تسلیم نشده و تغییر شکل نیافته بود. این باندها باندهای "Lüder" می گویند. این باندها معمولا زاویه 45° می سازند چون در 45° تنش MAX است یعنی در واقع باندها جاهایی هستند که نابجایی ها از اتمسفر اتم های C و N رها شده اند و تغییر شکل بوجود آمده. یعنی وقتی منطقه A همگون می رسیم تمام نابجایی ها تغییر شکل اولیه را انجام داده اند و از اتمسفر اتم های N و C رها شده اند. پس برای برخی از آلیاژهای فولاد کم کربن این پدیده اتفاق می افتد. اثر تقسیم این پدیده در سرد کردن است.

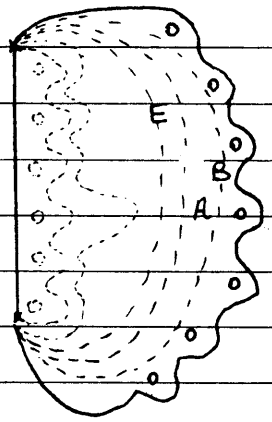


s.a.m

: Strain Aging



در نمونه فولادکم کربن روی تست کشش تراکم هیم تا تغییر شکل ایجاد شود.
اگر در نقطه A تنش را حذف کنیم یک برگشت الاستیک داریم و نقطه‌ای که تنش صفر می‌شود یک تغییر فرم پلاستیک داریم یعنی کرنش الاستیکی که در A وجود داشت حذف می‌شود. اگر مجدداً بدون هیچ گونه عملیات حرارتی و بدون گذشت زمان بارگذاری را شروع کنیم دیده نقطه تسلیم مشاهده نمی‌شود یعنی
وقتی به نقطه A رسیدیم ادامه همان منحنی تنش و کرنش تغییر نکرده و تنش تسلیم هم همان نقطه است. چون تغییر شکل الاستیک بوده است. بنابراین یک منحنی عادی داریم. حالا اگر تنش را تا نقطه B پیش ببریم (مراحل مرحله قبلی) و سپس تنش‌ها حذف کنیم باز یک برگشت الاستیک داریم و یک تغییر شکل پلاستیک ε'_p هم تغییر فرم پلاستیک قبلی اضافه شده. یعنی کل تغییر شکل پلاستیک برابر $\varepsilon_p + \varepsilon'_p$ خواهد بود. حالا که به تنش صفر رسیده‌ایم نمونه را پیر می‌کنیم (Aging انجام می‌دهیم) Aging می‌تواند طبیعی یا مصنوعی باشد. یعنی مثلاً می‌توانیم نمونه را یک هفته نگه داریم در انبار یا نمونه را در یک دمای متوسط مدت‌دار حرارت دهیم مثلاً نوع آلیاژ یا المان فرق کند، مثلاً دماهای 200° - 500° نگه داریم تا پیر شود.
حالا اگر دوباره بارگذاری کنیم این پدیده مجدداً تکرار می‌شود. یعنی مجدداً نقطه تسلیم غیر همان را خواهیم داشت.
برای توجیه این مکانیزم، نابجایی‌ها که در استحکام‌های حل شونده قرار دارند را نظر می‌گیریم
نقش نابجایی در اثرات استحکام حل شونده قفل نرم می‌شود. وقتی یک مقدار تنش برای جدا کردن یک کنش نابجایی از یک اتم حل شونده برسیم، Avalanche اتفاق می‌افتد و ناگهان نابجایی از قید ها آزاد می‌شود و نابجایی شروع به حرکت می‌کند. یعنی در نقطه تسلیم نابجایی‌های شوری می‌توانند حرکت آزادی خود را ادامه دهند. در نقطه A همه نابجایی‌ها کنده شده‌اند و تغییر شکل همگن می‌شود. یعنی در همه قسمت‌های نمونه نابجایی‌ها همین اندازه حرکت کرده‌اند (الته در اینجا نقطه یک نابجایی را بررسی می‌کنیم و سپس تعمیم می‌دهیم)



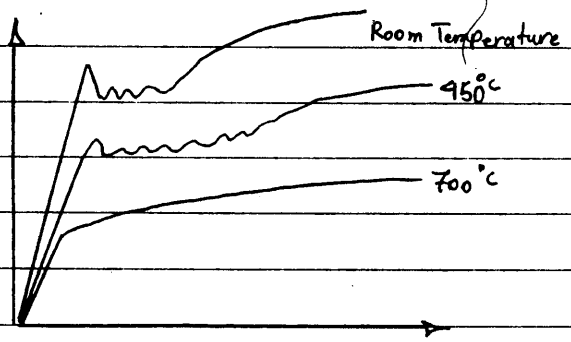
حالا در نقطه A اگر تنش‌ها را حذف کنیم نابجایی‌ها یک برگشت الاستیک دارند و یک مقدار تغییر شکل پلاستیک هم داریم. حول نابجایی‌ها در حالت طبیعی همگن شده. حالا اگر بارگذاری کنیم از فاصله نابجایی‌ها راحت‌تر برگشت الاستیک در نقطه E (دیسلوکیشن) حالا همان همگن در سرتاسر نابجایی‌ها وجود دارد (چون الان فاصله بارگذاری کردیم) حرکت نابجایی از A تا E مقدری الاستیک است و سپس از نقطه A تا B مقدری پلاستیک می‌رود (منبع 'Fromk-Read' فعال هستند طول نابجایی‌ها را ازدیاد می‌یابد). حالا در نقطه B اگر تنش‌ها را حذف کنیم، مجدداً یک برگشت الاستیک خواهیم داشت. حالا اگر نمونه را پیر کنیم اتم‌های حل شده فرصت نمونه را برای کنترل

s.a.m

یعنی در داخل نمونه حرکت می‌کنند و دوباره در خلأ نابجایی‌ها می‌توانند بیایند یعنی جایی که انرژی کمتری خواهند داشت.
بنابراین پدیده‌ای Aging صعود نابجایی‌ها مجدداً توسط اتم‌های C و N می‌شوند. حالا اگر شروع به بارگذاری کنیم همان پدیده تکرار می‌شود. یعنی دیگر طول نابجایی‌ها زیاد نمی‌شود و دانسیته آن‌ها افزایش نیافته اما باز هم نابجایی قفل شده. پس مجدداً تغییر شکل غیر صورتی داشته می‌کنیم.

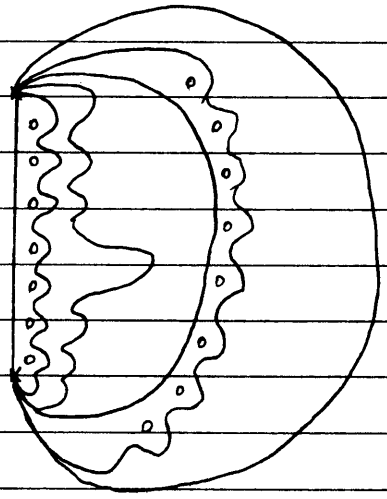
پس وقتی که با تغییر شکل پلاستیک کار می‌کنیم و نمونه نرمیت می‌دهیم این پدیده‌ها حذف می‌کنیم، این پدیده حاصل می‌تواند مزاحم باشد. مثلاً اگر بخواهیم بروی آلیاژی کشش سرد انجام دهیم، اگر یک نقاط تغییر شکل زیاد داشته باشد می‌تواند خطرناک باشد چون ممکن است ترک سطحی ایجاد شود. یعنی در طول کشش با Rate ثابت ممکن است ترک سطحی بوجود آید. برای اینکه این اتفاق نیافتد، کاری می‌کنیم این است که از ابتدا تغییر شکل پلاستیک می‌دهیم مثلاً نوردی می‌کنیم که این پدیده‌ها از بین بروند یعنی عملیات کشش را انجام می‌دهند. و این جاست نیروی صورتی برای تمام جسم عمل می‌کند. پس با یک تغییر شکل اولیه می‌توانیم این پدیده‌ها حذف کنیم و کشش عملیتی بدون خطر انجام شود.

اگر آزمایش کشش را در دماهای مختلف انجام دهیم نمودارهای مختلفی خواهیم داشت



دماهای 950° این پدیده (منطقه تسلیم غیر صورتی) بیشتر تکرار می‌شود. اما دماهای بالاتر مثلاً 700° دیگر این پدیده تکرار نمی‌شود.

با توجه به آنچه از حرکت نابجایی‌ها گفته شد پدیده تقویت تسلیم می‌شود به چه صورتی می‌کنیم.



در تغییر شکل‌های عادی سرعت حرکت نابجایی‌ها خیلی زیاد سرعت صوت است. دماهای محیط خیلی پایین است اتم‌های C و N انرژی و قدرت کافی برای نوردهی و شکل دادن ندارند یعنی وقتی نابجایی کنده شد این اتم‌ها دیگر اجازه حرکت نابجایی را نمی‌دهند و دوباره نابجایی قفل می‌شود. وقتی دما بالاتر می‌رود سرعت نفوذ اتم‌های C و N با سرعت حرکت نابجایی قابل مقایسه می‌شود بنابراین وقتی نابجایی حرکت می‌کند این اتم‌ها کنار آن قرار می‌گیرند و دوباره وقتی نابجایی حرکت کرد همین حرکت این اتم‌ها هم حرکت می‌کنند و نابجایی را همراهی می‌کنند.

در واقع سیل تحت تنش در این پدیده وقتی تکرار می‌شود پس این پدیده طولانی‌تر می‌شود. ضمناً چون دما بالاتر است قفل نابجایی کم می‌شود حالت قبل ست حلم پذیرتر و راحت‌تر نابجایی‌ها می‌شود. در حالت سرد وقتی دما خیلی بالا می‌رود انرژی حرارتی بیشتر می‌شود و نابجایی‌ها می‌توانند احساس اتم‌های C و N بکنند حذف ادامه دهند. در واقع انرژی حرارتی باعث نادیده گرفتن انرژی تنش می‌شود

s.a.m

از فعل می شود. این حرکت نابجایی ها باعث حرکت بیشتر و بیشتر این نابجایی ها شده و تغییر شکل پلاستیک ایجاد می شود. یعنی انرژی تغییر شکل هست که نابجایی ها می توانند با خود اتم ها حرکت کنند

سخت شدن در اثر محلول جامد:

"Solid solution strengthening"

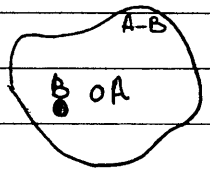
محلول جامد از یک حلال و یک حل شونده تشکیل شده. در محلول جامد هم حلال، هم حل شونده هر دو جامد هستند. محلول جامد از جابجایی اتم های حل شونده در شبکه اتم های حلال می تواند بوجود آید (جابجایی) و یا اتم های حل شونده در شبکه حلال بین نشین شوند (بین نشینی).

محلول جامد { حلال جامد (Solvent) / حل شونده جامد (Solute) }

مثلا اتم های مس می توانند در Al جایگزین شوند و محلول جامد جایگزینی بوجود آورد. محلول جامد را هم بسته به نوع عنصر حل شونده در نظر گرفتیم (جایگزینی و بین نشینی).

می دانیم هر فلز عنصر یک شعاعی دارد هر عنصری که هم حل می شود یعنی هیچ تغییری نظیر کاهش حل پذیری با محلول نیستند.

در شکل محلول جامد رسوب دهم وجود دارد. مثلا در Al-Cu می توانیم رسوب Solid solution (Al-Cu) می داشته باشیم یا رسوب Al_2Cu داشته باشیم. یعنی اتم های Cu شروع به جمع می شوند و رسوب می دهند می آورند. برخواهیم بررسی کنیم چه زمان محلول جامد تشکیل می شود و چه زمان رسوب؟ تمام اینها شکل انرژی دارد. فرض کنید بین Al-Cu داریم بحالت مقابل این دو را هم محلول می خواهیم این بین ها مخلوط کنیم. فرض کنیم اولین اتم که نشست مثلا اتم A باشد. اتم دومی که بخواهد بیاید آن از اتم A باشد یا B باشد کدام قرار می گیرد. شکل مرکب مقابل داریم یعنی چند درصد A، چند درصد B داریم. مثلا اگر ترکیب ما Cu-10% و Al-90% باشد احتمال اتم Al شدن از کل ترکیب 90% احتمال اتم Cu شدن 10% است



← اگر احتمال نشستن اتم B کنار اتم A بیشتر از احتمال ترکیب آن باشد، محلول جامد تشکیل می شود

← اگر احتمال نشستن اتم B کنار اتم A کمتر از احتمال ترکیب آن باشد، رسوب تشکیل می شود

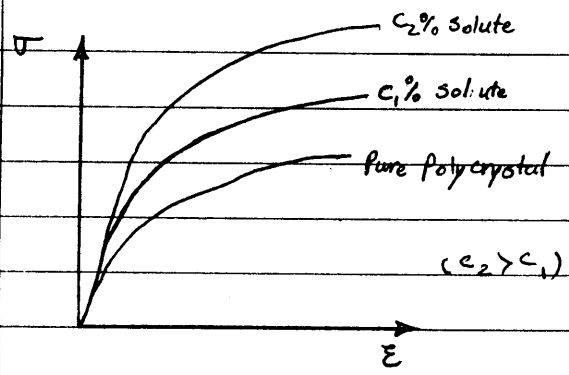
مثلا اگر احتمال نشستن اتم Cu کنار اتم Al بیشتر از 10% باشد محلول جامد بوجود می آید. در این مثال اتم Cu ممکن است با یک اتم Cu دیگر بنشیند یا با یک اتم Al، اتم های Al هم می توانند با Cu یا با خود Al بنشینند اگر پیوند A-A یا B-B (پیوندهای همجنس) قوی تر از A-B باشد، رسوب تشکیل می شود. چون پیوندهای A-A و B-B انرژی پایین تری دارند تا A-B.

اگر پیوند A-B قوی تر از A-A و B-B باشد، محلول جامد تشکیل می دهد چون در این حالت فشار انرژی داریم. یعنی عمده احتمال ترکیب، انرژی پیوند هم یک فاکتور مهم در احتمال کل است.

می خواهیم اثر محلول جامد در افت خواص چه صورت است بررسی کنیم.

با اتم های بیشتری که در محلول جامد اثر دارد: یکسان بودن نوع شبکه، حلالیت کم، نزدیک بودن سایز اتم های این خاصیت شبیه.

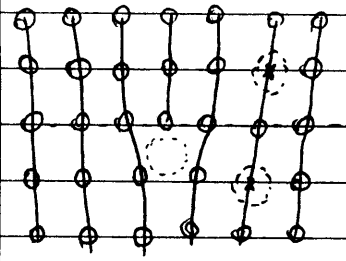
s.a.m



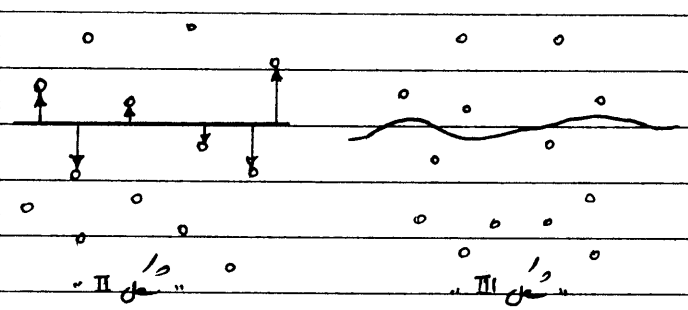
برای بررسی اثر محلول جامد و استحکام به صورت تنش برشی بحرانی بحث می‌کنیم. کمیاب نیز خالص را در نظر می‌گیریم و محلول‌های جامد با درصد ترکیبی متفاوت را هم بررسی می‌کنیم

C_1 و C_2 درصد اتم‌های حل شده در Poly-crystal هستند $C_2 > C_1$. یعنی وقتی درصد اتم‌های حل شونده بیشتر می‌شود، معمولاً تنش برشی بالاتر می‌رود یعنی استحکام بیشتر می‌شود. مثلاً Al-Cu استحکام بیشتری نسبت به Al دارد. فرض می‌کنیم خط‌نابجایی یک لبه، قادر است در اتمسفر اتم‌های حل شونده قرار گیرد. اتم‌های حل شده نوع حرکت نابجایی را هستند صرف نظر از اطراف خود شان کمبود کرنش دارند.

اگر خط‌نابجایی را استاتیک در نظر بگیریم (شکل II) برای بررسی هم‌کنش اتم‌ها با شکل (I) مقایسه می‌کنیم. در اتم‌های خالص در شبکه با نابجایی یک واکنش دارد که این واکنش یا جاذبه است یا دافعه. این جاذبه یا دافعه بستگی به اندازه اتم‌های خالص و مکانی یا موقعیت



خط‌نابجایی نسبت به شبکه دارد. مثلاً اگر اتم حل شده Al را در نظر بگیریم چون شعاع اتمی حل کوچکتر از Al است پس در اطراف اتم حل یک منطقه انبساط وجود دارد. در زیر خط‌نابجایی هم یک منطقه انبساط وجود دارد چون فاصله‌ها بیشتر از حالت عادی است پس میدان الاستیک اتم حل و خط‌نابجایی جهت (انبساط) هستند پس می‌توانند با هم برهم‌کنش بدهند یعنی دافعه دارند (برای اتم‌هایی که از بالا به سطح لغزش نابجایی نزدیک می‌شوند). اما اتم‌هایی که از پایین سطح لغزش نزدیک می‌شوند چون در بالای خط‌نابجایی یک منطقه انقباض وجود دارد (یعنی فضای آزاد بیشتر) لذا این اتم‌ها میدان الاستیک انبساطی دارند از بالا تمایل به



نزدیک شدن به منطقه نابجایی دارد. پس برهم‌کنش جاذبه‌ای است. بنابراین یک نیروی جاذبه‌ای می‌تواند نابجایی را به دافع داشته باشد. وقتی می‌توانیم اتم حل بتواند کوچکتر از شعاع Al اطراف خود میدان انبساطی دارد علت این است که اتم‌های اطراف بیشتر حل کشیده می‌شوند و در محدوده اطراف جای اتم‌ها باز می‌شود. اگر اتم شعاع اتمی بزرگتر از شعاع اتم‌های زمینه داشت آن‌ها هم فشرده می‌کنند بنابراین در اطراف آن اتم‌های زمینه هم نزدیکتر از حالت عادی هستند و می‌توانیم اتم حل شونده را اطرافش میدان انقباضی دارد.

پس اتم‌های حل شونده با نابجایی دافع یا جاذبه دارند. در شکل II خط‌نابجایی مثبت است. اتم‌های حل شونده که آن نیرو وارد می‌کنند و چون تمرکز این اتم‌ها نامتقارن است، احتمال اینکه اتم بالای خط‌نابجایی باشد با احتمال اینکه پایین آن باشد برابر است. بنابراین در این استمر هیچ نیروی خالصی به نابجایی وارد نمی‌شود چون برآیند نیروها صفر است. پس بایستی است حکام بدهیم تا اتم‌ها تمرکز پیدا کنند یعنی نابجایی نابجا شده

s.a.m

کند. روشهایی که واقعیت طبیعی‌تری است. برای توجیه این مطلب داریم:

نقاطی که برای تنش‌های حل شونده در صورت یک خط مستقیم نیست بلکه به صورت یک خط شکسته (شکل III) در صورتی که برهم کنش بین فازها وارد شود. یعنی نقاطی که برای تنش‌های حل شونده در صورت کند از تعادل نسبی خارج می‌شود. پس انرژی بالاتری مورد نیاز است یعنی تنش بیشتری نیاز داریم. در واقع محلول جامد اشباع بیشتری از حالت خالص نیز دارد.

۸۴ ، ۸ ، ۱۷ «جلسه سیزدهم»

«تغییر شکل پلاستیک در جسم دوفازه»

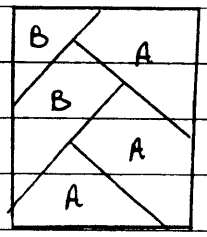
در مورد جسم دوفازه دو حالت را می‌توانیم در نظر بگیریم:

(۱) فاز دوم به صورت ذرات ریز در فاز اول تشکیل شده باشد (ترکیب شیمیایی یا بین سطحی)

(۲) اندازه دانه‌های دو فاز با هم قابل مقایسه باشد (یعنی هر فازی برای خودش دانه بندی جدا داشته باشد)

ابتدا حالت (۲) را بحث می‌کنیم. فرض می‌کنیم جسم دوفازه داریم با فازهای A و B. می‌خواهیم ببینیم اگر جسم تحت تنش و تغییر شکل پلاستیک قرار گیرد آیا می‌توانیم روابطی برای منحنی تنش و کرنش بدست آوریم یا خیر.

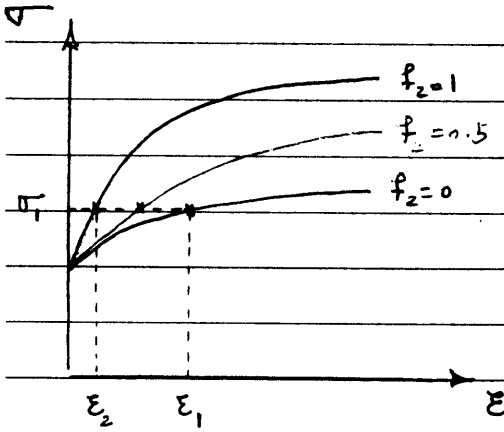
وقتی جنس جسمی دو فاز تحت تنش σ قرار می‌دهیم و تغییر شکل ε های می‌بینیم، میزان تغییر شکل دو فاز با میزان مشارکت دو فاز در تغییر شکل بستگی به پارامترهای مختلفی دارد مثل استحکام فازهای مختلف، توزیع فازهای مختلف، فصل مشترک فازهای مختلف و... اما اغلب اوقات از این پارامترها صرف نظر می‌کنند و فقط درصد حجمی فازهای موجود را در نظر می‌گیرند. یعنی تغییر شکل یک جسم دوفازه بستگی به درصد حجمی فازهای مختلف دارد. یعنی وقتی تنش اعمال می‌کنیم، کرنش با نسبت درصد حجمی فازهای مختلف توزیع می‌شود.



ε و σ

با این ترتیب می‌توانیم منحنی تنش کرنش یک جسم دوفازه را رسم کنیم.

حالت اول: توزیع تنش در دو فاز یکنواخت باشد:

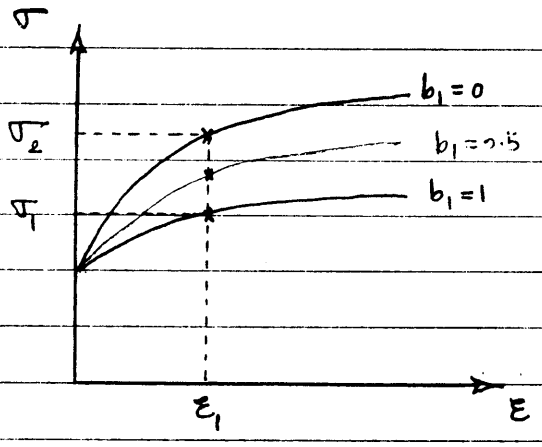


اگر جسم ما از دو فاز ۱ و ۲ تشکیل شده، منحنی تنش و کرنش‌های برای دو حالت رسم می‌کنیم یکی فقط فاز ۱ دیگری فقط فاز ۲ ها تشکیل می‌شود. یعنی اگر درصد فاز ۱ را f_1 و درصد فاز دوم را f_2 بنامیم، دو منحنی $f_2=0$ و $f_2=1$ را رسم می‌کنیم. حالا اگر بخواهیم از دو فاز به صورت ترکیبی داشته باشیم، منحنی تنش کرنش آن می‌تواند ضعیف‌تر از فاز ضعیف و قوی‌تر از فاز قوی‌تر باشد. یعنی همیشه

s.a.m

یک منحنی بین این دو منحنی خواهد بود. در اینجا فرض کردیم توزیع تنش یکنواخت است. یعنی از تعداد تنش σ_1 داریم فرض کنیم، درصد معینی فاز ε_2 و درصد از کرنش ε_1 خواهیم داشت. حالا اگر ترکیب با درصد معینی 50% فاز ε_1 و 50% فاز ε_2 داشته باشیم، یک آن بین ε_1 و ε_2 و در واقع در وسط آن‌ها خواهد بود (برای همان تنش ثابت σ_1) بنابراین کرنش برحسب درصد فازهای موجود توزیع می‌شود. چون تنش را یکنواخت در نظر گرفتیم

حالت دوم: توزیع کرنش در هر دو فاز یکنواخت باشد:



در این صورت تنش برحسب درصد معینی فازهای موجود توزیع خواهد شد. اگر منحنی تنش کرنش آنرا دو منحنی برای تک فازهای ε_1 و ε_2 رسم کنیم. در یک کرنش ε_1، برای هر فاز اختیاری، تنش‌های متفاوت σ_1 و σ_2 خواهیم داشت. اگر ترکیبی با درصد معینی 50% - 50% انتخاب کنیم برای همان تغییر شکل ε_1، تنش معادل بدست آید σ_1 و σ_2 خواهد داشت. یعنی می‌توانیم برای ترکیبات مختلف منحنی تنش کرنش را برحسب درصد حجمی فازها رسم کنیم.

در حالت اول فرض کردیم توزیع تنش یکنواخت باشد این است که تنش فاز اول اعمال می‌شود، همان تنش هم به فاز دوم اعمال می‌شود. یعنی میزان تنش در هر دو فاز یکسان است. در حالت دوم فرض کردیم میزان کرنش در دو فاز یکسان باشد. یعنی وقتی به اندازه $\Delta\varepsilon$ تغییر شکل داده‌ایم، تنش فاز اول به σ_1 رسیده و تنش فاز دوم به σ_2 رسیده است. یعنی تنش‌ها طوری اعمال کردیم، در فاز اول تنش مورد نظر σ_1 و در فاز دوم همین مقدار کرنش مورد نظر σ_2 عمل می‌کند. مثلاً در این حالت می‌دانیم تنش کلی که اعمال کرده‌ایم چقدر است، به اندازه σ_2 برده.

در واقع این دو حالت را هم حدی فرض کردیم، و حال باید ببینیم کدام حالت واقعیت را نشان می‌دهد. البته توزیع تنش یکنواخت به واقعیت نزدیک‌تر می‌باشد.

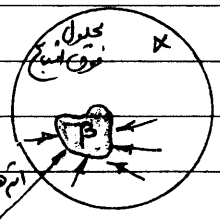
حالتی که فاز دوم بصورت ذرات ریز در فاز اول پخش شده:

در اینجا شیب رسم سخت است. یعنی از ابتدا کار سخت عمل می‌کند. باید بدانیم سرعت هم زمانی تأثیر می‌شود و اندازه آن تابع هم پارامترهایی است. چند نوع رفتار خاص این است:

تأثیر سرعت در حد بسیار زیاد تأثیر کامل خود را دارد است. یعنی اول عمل حالت تأثیر می‌شود. یعنی اگر یک جسم دو فازه را در نظر بگیریم اولین چیزی که تأثیر محلول جامد است. سرعت وقتی تأثیر می‌شود که محلول جامد حالت اشباع خود را دیده باشد. مثلاً اگر آلیاژ Al و Cu را در نظر بگیریم. در دمای حدود Al در Cu 2% محلول است. حالا اگر میزان Cu بیشتر از 2% باشد. علاوه بر محلول جامد، آلیاژهای Cu با یک فاز دومی بصورت ذرات ریز وجود دارند اگر دمای بالاتر هم بدهیم، فازهای حضور محلول جامد می‌رود که آن دما محلول جامد تأثیر می‌شود. اما وقتی از آن حد بگذریم سرعت تأثیر می‌شود. سن سرعت حالت دوم است ولی محلول جامد اشباع یا فوق اشباع

s.a.m

بوجود می‌آید. فوق اشباع یعنی آن است که تعداد اتم‌های حل شده بیشتر از حد مجاز آن دما باشد. پس اتم‌های اضافی حل شده با این صورت رسوب جدا می‌شوند. بنابراین در داخل فاز β رسوب α تشکیل می‌شود. این مسئله از لحاظ انرژی قابل توجیه است. یعنی وقتی از حد مجاز حلالیت بلورهم انرژی افزایش می‌یابد و تشکیل رسوب موجب کاهش انرژی است. حالا می‌خواهیم ببینیم با تشکیل رسوب چه اتفاقی می‌افتد.



تشکیل رسوب
- کاهش انرژی متناسب با حجم رسوب
- افزایش انرژی متناسب با سطح خارجی رسوب (سطح بین فاز اضافی و فاز مشترک)

وقتی اتم‌ها تجمع می‌کنند و رسوب را بوجود می‌آورند، چون محلول در حالت فوق اشباع خارج می‌شود پس یک کاهش انرژی داریم. این کاهش انرژی برای این است اتم‌های مازاد در حد حلالیت جدا می‌شوند. حجم این کاهش انرژی متناسب با تعداد اتم‌های جدا شده خواهد بود. هر چه اتم‌های اشباع بیشتری جدا شوند انرژی بیشتر کاهش می‌یابد. چون تعادل مزدیک‌تر می‌شویم. تعداد اتم‌ها را می‌توان با فاکتور حجم رسوب بیان کرد. پس این کاهش انرژی متناسب با حجم رسوب خواهد شد. وقتی به بیرون حد مجاز حلالیت در دمای آستنیتی‌ها است یعنی Min انرژی و حداکثر تعادل در این حالت است.

حالا که رسوب با صرف انرژی در داخل فاز β تشکیل شد. اتفاق دیگری که افتاده این است یک قسمت مشترک بین دو فاز α و β بوجود می‌آید. این قسمت مشترک چون جداشدن بین دو فاز است دارای مقداری یک انرژی است و این انرژی به سیستم اضافه می‌شود. این انرژی یک انرژی سطحی است. پس یک افزایش انرژی متناسب با سطح خارجی رسوب است، یعنی سطحی از رسوب که در داخل فاز زمینه قرار می‌گیرد. اگر رسوب به صورت کروی باشد، این سطح $4\pi r^2$ خواهد بود.

از طرفی کاهش انرژی متناسب با r^3 خواهد بود. یعنی همین موضوع که هر اتم جدا شده یعنی وقتی یک جدایش بوجود آید کاهش انرژی متناسب با حجم آن یک کاهش انرژی متناسب با حجم رسوب (r^3) به وجود می‌آید. همواره حالت چون پایدار است باید پایدارتر از مذاب بود. پس یک افزایش انرژی متناسب با سطح قسمت مشترک خواهد بود. این انرژی دو یک جایی با تعادل می‌رسید که تجمع بعدی اتم‌ها را مشکل می‌کرد.

در اینجا هم یک کاهش انرژی متناسب با r^3 و افزایش انرژی متناسب با r^2 داریم (اگر رسوب کروی)

در یک شعاع R_0 این انرژی optimum می‌شود. یعنی اندازه رسوب در حالت تعادل می‌خواهد بود. این R_0 شش به دما دارد. و هر دمای R_0 مقاومت خواهد بود. یعنی شعاع رسوب تشکیل شده فرق خواهد کرد. بنابراین در یک محلول جامد اشباع، شش مقدار انرژی (دما) رسوب با اندازه‌های مختلف بوجود خواهد آمد. در هر دمای ممکن است رسوب‌هایی بزرگتر یا کوچکتر از اندازه تعادلی وجود داشته باشند اما تنها آن دما تعادل با اندازه‌ای است که از بقیه optimum انرژی برخوردار می‌کند.

شکل رسوب تشکیل بلورهای مختلفی دارد. بهترین آن فاز رسوب است یعنی در فازی رسوب شکل خاصی دارد مثلاً یک فاز در یک صفحه crystalog بشکل مکعب و فاز دیگری در صفحات دیگر بشکل دیگر است.

مثالی که در اینجا در نظر گرفتیم مثال آلیاژ Al است. چون حالت‌های مختلف حلالیت تشکیل رسوب در دماهای مختلف بوجود می‌آید.

s.a.m

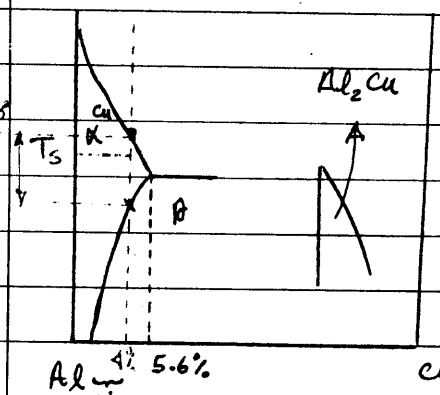
آلیاژ Al-Cu

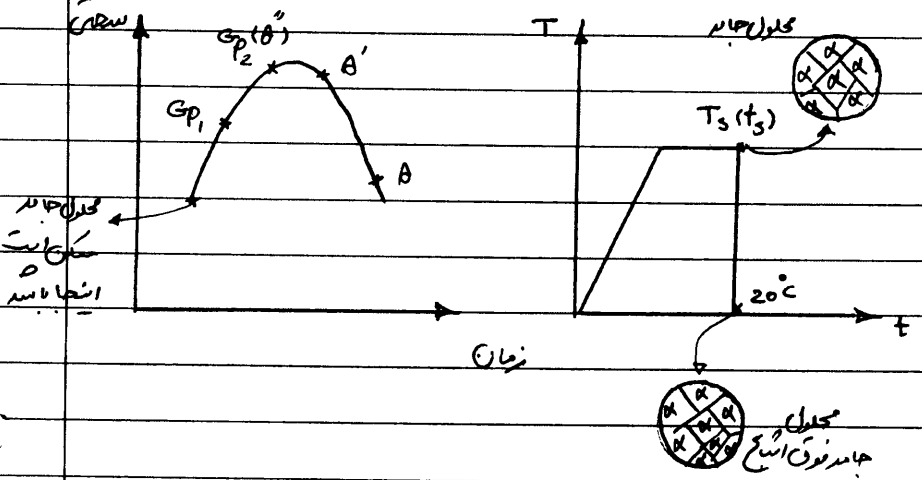
منحنی تعادلی این آلیاژ در بعضی از قسمت ها به این صورت است:

فاز α^{Cu} فاز محلول جامد مس در Al است. در قسمت دیگری هم یک فاز مس مزه Al_2Cu.

در قسمتی که فاز α داریم اگر آن را هر سوی این صورت تعادلی تشکیل شود این روند باید Al_2Cu تا شروع ذرات در قسمت دیگری از نمودار بین فازی Al_2Cu داریم. اما در دماهای مختلف Al_2Cu تشکیل نمی‌شود، ممکن است رسوب‌های دیگری تشکیل شود. یعنی اگر بخواهی سفتی برحسب زمان رسوب‌شدن را رسم کنیم فازهای $G.P_1$، $G.P_2$، θ''، θ'، θ تشکیل می‌شوند یعنی برحسب زمان رسوب‌شدن فازهای مختلف بوجود می‌آید. پس چون ذرات دارد برحسب زمان رسوب‌شدن رسم شود و دما می‌تواند ثابت باشد. یعنی دماها ثابت نگه داشتیم و انرژی بالا نیست زمان برحسب تشکیل می‌شود. ی توانستیم انرژی‌های دماهای مختلف برحسب تشکیل کنیم.

یعنی اگر سه دمای T_1، T_2، T_3 یا T_4 این فازها بوجود می‌آورد. یعنی انرژی‌های مختلف تغییرات دما تشکیل کنیم یعنی اگر سه دمای T_1 یا T_2 و... فرق می‌کند یا انرژی‌ها برحسب زمان تشکیل کنیم. مثلاً اگر سه دمای 20 درجه در دمای T_3 یا یک دمای دیگر دمای T_4 و... این نکته این است که برخی انرژی‌ها به تعادل نمی‌رسیم یعنی فاز تعادلی بوجود نمی‌آید. یعنی مثلاً دماهایی وجود دارند که آن دماها فازهای θ' و θ تشکیل نمی‌شوند یعنی زمان بی‌نهایت می‌شود. پس باید دماهایی که برای استقال انرژی استفاده می‌کنیم طوری باشد فازهای نامطلوب نکند. بنابراین بهتر آن است که برای استقال انرژی، دماهای مختلف استفاده کنیم مثلاً برای $G.P_1$ یک دما برای $G.P_2$ یک دما برای θ یک دما و همه دماها همان دمای آخر زمان اگر بخواهیم اعمال کنیم، اگر دمایی که استفاده می‌کنیم خیلی بالا باشد فازهای مثل $G.P_1$ خیلی سریع تشکیل می‌شوند که ما نمی‌خواهیم برای ما قابل رویت نباشد. اگر دما خیلی پایین باشد هم ممکن است به فاز تعادلی نرسیم. به هر صورت روند تغییرات نمودار به این صورت است $G.P_1$ است که کم‌تر از محلول جامد دارد، $G.P_2$ سفتی بالاتر از $G.P_1$ دارد و از θ' شروع به کاهش می‌کند یعنی θ است که کم‌تر سفتی دارد. پس اگر دماها را در نظر بگیریم می‌توانیم زمان‌ها را در نظر بگیریم. برای استفاده خیلی آزمایش در نظر می‌گیریم. آلیاژ Al با یک Cu 4% را در نظر می‌گیریم. این آلیاژ را آزمایش‌های T_s



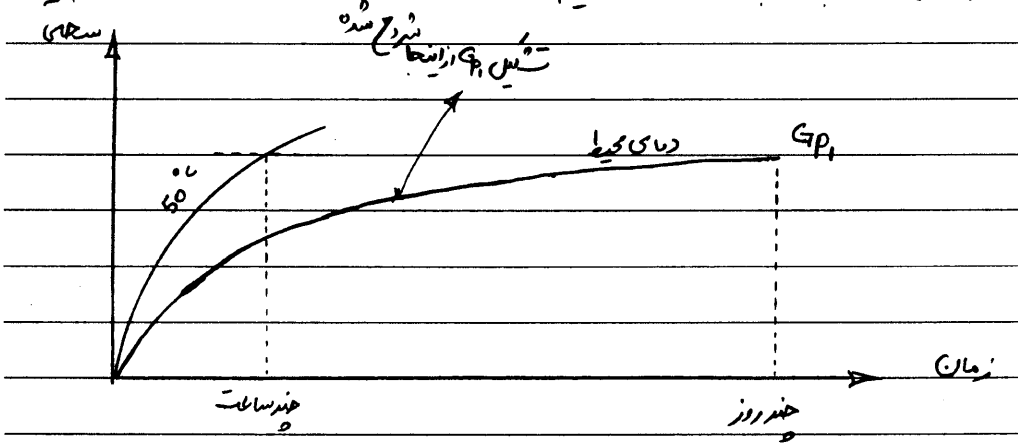


s.a.m

($T_{solution}$) برسد کنیم. دمای سرد شده را آنیل گویند که محلول جامد تبدیل می‌شود. حرارت وارد محدوده‌ی تست نازک شده‌ایم. پس قسمت سخت قطعه محلول خواهد بود. پس یک محلول جامد با 99% سرد شده‌ی T_s خواهیم داشت. البته باید دقت کرد که محدوده‌ی دمایی که آنیل 99% برای آن محلول جامد است خیلی محدود است. و هر چه دقت آنیل بالا برود این محدوده کمتر می‌شود و اگر کمتر از نقطه‌ی پاسخ باشد سرد شده اصلاً حل نمی‌شود و جامد شکل می‌شود. بنابراین حرارت دادن باید خیلی دقیق باشد (دمایی که انتخاب می‌کنیم) حالا مدت زمانی که باید در نوع آن دما نگه داشته شود تا عملیات حل‌سازی بطور کامل انجام شود (همه‌ی قسمت‌های نوع آن دما برسند) و قتی نمونه را وارد مدت زمان t_s سرد شده‌ی T_s کردیم عملیات حل‌سازی بطور کامل انجام شد. سرد سازی را با سرعت بالا انجام می‌دهیم تا نمونه را Quench می‌کنیم تا به دمای حدود $20^{\circ}C$ برسد. وقتی قبل از Quench کردن فاز محلول جامد بیشتر است داریم که در آن هیچ رسوبی وجود ندارد. وقتی Quench می‌کنیم سالم می‌ماند. بعد از Quench هم همان ترکیب را داریم یعنی محلول جامد فوق اشباع که هنوز فرصت رسوب نکرده تغییر کند. فرق این قبل از Quench حالت اشباع نداریم اما بعد از Quench به اینجا که دمای اتاق حالت تعادل شخص شده ما فوق اشباع داریم که اضافی است. شما اگر محلول تا خط T_1 با حد اقل 2% باشد 4-2=2% اضافی داریم.

محلول اضافی فوق اشباع باید رسوب کند. در محلول‌های پایه وقتی از رسوب صحبت می‌کنیم منظور تشکیل فاز است یعنی اتم‌های اضافی تشکیل می‌شوند. به صورتی که در اینجا محلول جامد داریم را اصلاً نمی‌خواهد تشکیل شود بلکه در محلول جامد جدا شدن فاز دوم از فاز اول را رسوب می‌گوییم.

حالا اگر این نمونه Quench شده را در دمای محیط نگه داریم تقریباً هیچ G_{P_1} نمی‌رسیم و بعد از آن به سختی بیشتری دست نخواهیم یافت. یعنی اگر سختی را بر حسب زمان داریم کنیم:



در دمای محیط پس از گذشت چند روز به سختی G_{P_1} خواهیم رسید و بعد از آن هر چقدر زمان بگذرد به فاز‌های دیگر نمی‌رسیم چون انرژی به حد کافی وجود ندارد. پس از گذشت چند روز سختی به MAX مقدار خودش می‌رسد. البته تشکیل فاز G_{P_1} زودتر شروع شده اما بعد از چند روز به MAX می‌رسد.

اما اگر نمونه Quench شده را در دمای بالاتری نگهداری کنیم، در زمان زودتری به سختی G_{P_1} می‌رسیم. مثلاً اگر در دمای $50^{\circ}C$ نگهداری کنیم در زمان چند ساعت به MAX سختی G_{P_1} می‌رسیم. یعنی با تبدیل دمای زمان رسیدن به فاز‌های مختلف متفاوت خواهد بود.

s.a.m

آلیاژ Al-Cu-Mg : $\theta \longrightarrow \theta' \longrightarrow GP_2(\theta'') \longrightarrow GP_1 \longrightarrow$ محلول جامد فوق اشباع

برای این آلیاژ می‌توانیم

از محلول جامد فوق اشباع این فازها را بدست آوریم یا به عبارتی تشکیل دهیم. یعنی به محدوده‌ی فازی استفاده کنیم و این فازها می‌توانند در رسوب دهی سختی و قدرت زیادی نقش داشته باشند.

برای انتظام در این ترتیب عمل می‌کنیم:

5 نمونه آلومینیوم با 4% مس تهیه می‌کنیم

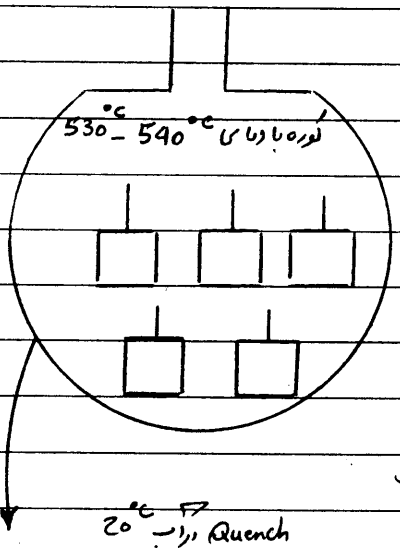
این 5 نمونه را درون کوره با دمای 530°C الی 540°C قرار می‌دهیم

که البته این دما بستگی به تعداد نمونه‌ها دارد و چون نمونه‌ها عدد زیادی نیستند تحت هشت ساعت در این دما باقی خواهد بود.

در این صورت تمام نمونه‌ها تبدیل به محلول جامد فوق اشباع می‌شوند

حال تمام این نمونه‌ها را Quench می‌کنیم و به دمای 20°C می‌رسانیم

هر 5 نمونه تبدیل به محلول جامد فوق اشباع می‌شوند



- نمونه اول را بلافاصله تحت آزمایش سختی قرار می‌دهیم این آزمایش می‌تواند آزمایش کشش باشد که سختی مربوط به محلول جامد فوق اشباع را خواهد داد.

- نمونه دوم را به دمای 50°C می‌بریم و مدت 20 تا 30 دقیقه نگه می‌داریم سپس مجدداً Quench می‌کنیم و سختی آن را اندازه می‌گیریم.

- نمونه سوم را به دمای 100°C تا 200°C می‌بریم و مدتی نگهداری می‌کنیم سپس مجدداً Quench می‌کنیم و قدرت کشش قرار می‌دهیم

- نمونه چهارم را بین 200°C تا 300°C حرارت می‌دهیم، Quench کرده و تحت کشش قرار می‌دهیم

- نمونه پنجم را بین 400°C تا 450°C حرارت می‌دهیم، Quench می‌کنیم و سختی آن را می‌سنجیم

نتایج این آزمایش‌ها در جدول زیر می‌بینیم:

نمونه	①	②	③	④	⑤
دما	بلافاصله (20°C)	50°C	100 - 200	200 - 300	400 - 500°C
سختی فاز	محلول جامد فوق اشباع	GP_1	GP_2	θ'	θ

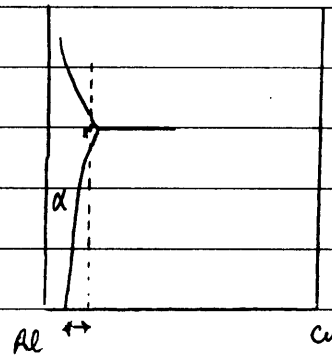
چون زمان در این آزمایش اهمیت دارد وقتی نمونه‌ها را به دمای مورد نظر می‌بریم Quench می‌کنیم و بعد تحت آزمایش سختی قرار می‌دهیم تا سریع سرد شود.

در اینجا Quench کردن تأثیری بر روی ماهیت ندارد چون نمونه شما قرار است دوباره حرارت ببیند. البته تنش‌هایی که آماده‌ان تأثیر ندارد روی ماهیت. البته شما در Al را همیشه در آب نریزید سریع Quench کنید ممکن است تنش هم شود و این باعث ترک‌ها تغییر شکل کند

s.a.m

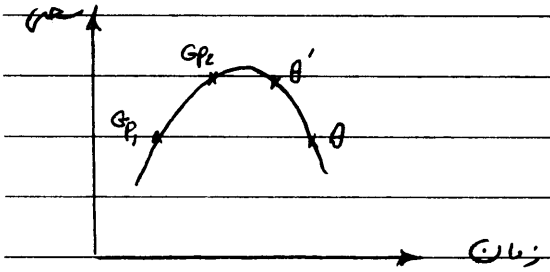
۸۴/۸/۲۲ «جلسه چهاردهم»

«رسوب سختی آلیاژ Al-Cu»



نسبت به آلیاژ Al-Cu در منطقه α محدوده شیب را Quench کنیم تا دمای محیط یک محلول جامد فوق اشباع خواهیم داشت. یعنی به شدت شیب شده به همین دلیل ما رسوب خواهیم داشت. محلول جامد فوق اشباع برای رسیدن به فاز تعادلی θ از مراحل زیر عبور می‌کند:

محلول جامد فوق اشباع ← GP_1 ← GP_2 (θ'') ← θ' ← θ



پس اثر این فازها را روی سختی بررسی خواهیم کرد.

برای اینکه این فازها را ببینیم 5 نمونه تهیه کردیم و نمونه‌ها را دمای 530°C حرارت دادیم پس Quench کردیم تا دمای محیط (20°C) و بعد از Quench برای سرعت گرفتن فازهای مختلف عملیات بازپخت انجام می‌دهیم و مقدار سختی θ اندازه‌گیری می‌کنیم.

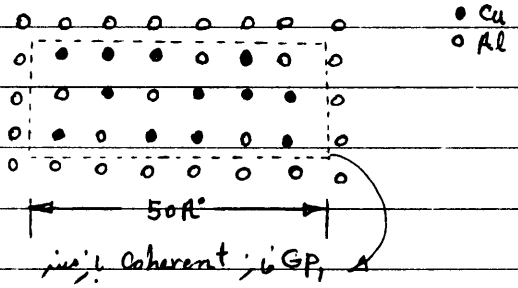
«فاز GP_1»

اولین فازی که از محلول جامد فوق اشباع به دست می‌آید GP است.

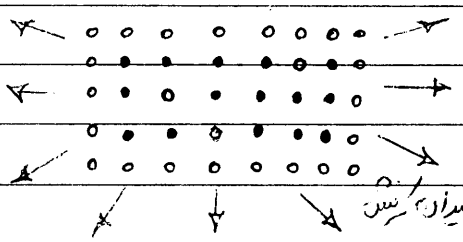
به این ترتیب که محلول جامد فوق اشباع را که در دمای محیط Quench کردیم حدود 50°C تا 100°C حرارت می‌دهیم و برای چند دقیقه این فاز به دست می‌آید.

فاز GP_1 فازی است که غنی از مس است.

ابعاد آن حدود 50Å است یعنی با میکروسکوب نوری قابل دیدن نیست.



این فاز با زمینه بصورت (Coherent) است. روی سطوح (100) با زمینه منسجم است. و فاز GP_1 با زمینه بصورت یک میدان کرنش اطراف فاز بوجود می‌آید. چون اتم‌های مس کمتر هم جا می‌شوند و کوچکتر از اتم‌های Al هستند می‌دانیم اتم‌های Cu و Al هم اندازه نیستند و در این حال سطوح بلوری با یکدیگر ارتباطشان قطع شود پس یک میدان کرنش در اطراف اتم‌های فاز بوجود می‌آید که منجر به تنش می‌شود.



رسوب‌ها موانع سختی برای حرکت نابجایی هستند تا یک حد نقطه‌ای. در محلول جامد فوق اشباع موانع حرکت نابجایی کمتر نقطه‌ای بودند اما دقت رسوب‌های با ابعاد حدود 50Å تا پس

s.a.m

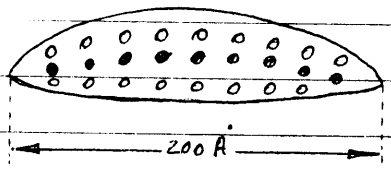
می شوند یعنی دو صد صفحه اتم، این یک مانع سختی است در برابر حرکت نابجایی. پس به دو علت از این سختی داریم:

افزایش سختی ← پیوسته بودن با زمینه
← بر خود آمدن رسوب ها

پس دو منبع سختی برحسب زمان در دو صفحه بین محلول جامد فوق اشباع تا GP_1 افزایش سختی خواهیم داشت.

« فاز GP_2 »

نمونه هایی که تهیه کرده ایم پس از Quench کردن بین 100°C تا 200°C عملیات پیر سختی را دهیم در این حالت فاز GP_2 تشکیل می گردد. البته زمان نگهداری در این دما بستگی به ابعاد رسوب دارد.



فاز GP_2 بصورت عدسی شکل

فاز GP_2 به شکل عدسی است و با یاهای از Al و Cu بصورت متناوب روی هم قرار گرفته اند.
ابعاد این فاز عرضاً 200Å است.
یعنی 4 برابر بزرگتر از رسوب GP_1 است.
این رسوب هم غنی از Cu است (نسبت به Cu wt%) البته بصورت لایه ای از Cu و Al است.
فاز GP_2 نسبت به GP_1 سختی بیشتری دارد. این رسوب هم پیوستگی ضدلغزشی با زمینه حفظ می کند.

افزایش سختی ← پیوستگی رسوب با زمینه
← افزایش اندازه رسوب ها

یعنی با افزایش اندازه رسوب، سختی افزایش پیدا می کند چون حرکت نابجایی مشکل تر می شود. پس دیدیم وقتی دما را بالاتر بردیم، سختی افزایش پیدا کرد

« فاز θ' »

نمونه سوم را به دمای بالاتری بردیم. یعنی بازپخت با دمای 200°C تا 300°C است. در این حالت فاز θ' بوجود می آید
ابعاد فاز θ' خیلی بزرگ است. حدود 1000Å
رسوب انسجام خود را با زمینه دارد. یعنی شبکه رسوب کاملاً با زمینه انطباق خود را حفظ می کند. در اینجا برخلاف روال طی شده، سختی فاز θ' نسبت به فاز قبلی یعنی θ'' کاهش می یابد.
ما در حال تلاش با بزرگ شدن رسوب ها، سختی افزایش پیدا کرد اما در اینجا با افزایش بیشتر اندازه رسوب ها سختی کاهش یافت. علت را بررسی می کنیم. آنچه که ما بررسی می کنیم حدود 4 تا 5 میکرون دارد

s.a.m

کاهش سختی ← فرورفتن رسوب‌ها
کاهش سختی ← انقطاع فرایند باز شدن (شروع از دست دادن انقطاع)

در این حالت تعداد ذراتی که رسوب می‌کنند محدود است. مثلاً حدود 2 تا 3% آن، با توجه به حجم نفوذ دار با رسوب کنند. پس دوباره ها تر در اینجا زیاد فعال هستند. یکی اندازه رسوب است و دیگر تعداد رسوب. چون تعداد اتم‌های Cu که با رسوب کنند محدود است،

تعداد رسوب ↑ ↓ اندازه رسوب

پس هر چقدر اندازه رسوب بزرگتر شود، تعداد رسوب‌ها کمتر می‌شود. وقتی اندازه رسوب 50Å است تعداد رسوب‌ها خیلی بیشتر از حالتی است که اندازه رسوب‌ها 1000Å است. چون مقدار Cu رسوب کننده محدود است. بنابراین وقتی اندازه رسوب بزرگ می‌شود سختی آن رسوب بیشتر می‌شود، یعنی نابجایی‌ها مانع قوی‌تری در مقابل خود دارد اما تعداد رسوب‌ها هم در این حالت کم است. اگر تعداد رسوبات زیاد باشد یعنی رسوب‌های ریز با تعداد زیاد تقریباً همه صفحاتی که حرکت می‌کنند را قطع کنند و در راه حرکت نابجایی‌ها مانع ایجاد می‌کنند یعنی تمام صفحات لغزش را قطع می‌کنند، اما وقتی اندازه رسوب بزرگ باشد، تعداد رسوبات کم است بنابراین نابجایی‌ها راحت‌تر از بین رسوب‌ها عبور می‌کنند. پس بهترین حالت این است که رسوب‌ها تا حدی بزرگ شوند که هر رسوب به تنهایی یک مانع قوی باشد اما نه جاهایی که کمی از هم فاصله داشته باشند.

فراموش نکنیم وقتی رسوب‌های ریز داشته باشیم نوعی سختی نسبت به حالتی که محلول جامد داریم قطعاً بیشتر است. وقتی می‌گوییم کاهش سختی در θ داریم منظورمان نسبت به فاز قبلی یعنی GP_2 است.

چون اندازه رسوب تا یک زمان خاصی سختی دارد، پس نمودار سختی یک نقطه optimum یا ماکزیمم (Max) دارد و پس از آن سختی روند کاهشی دارد.

فازهای θ' و θ'' در دو طرف این Max قرار دارند. اگر عملیات حرارتی طوری باشد که استحاله θ'' شکل بگیرد و بعد فاز θ تشکیل شود سختی θ کمتر از θ'' می‌شود.

«فاز θ»

اگر نمونه خود را در دمای 400°C تا 450°C پیر کنیم فاز θ شکل می‌گیرد. فاز θ یک فاز غیر پیوسته با زمینه است. ابعاد آن هم از فازهای قبلی بزرگتر است. حتی با میکروسکوپ نوری هم قابل رویت است. این فاز $CuAl_2$ است. معمولاً بدن مکان تعادل فاز θ در مرز دانه‌ها بیشتر تشکیل می‌شود و سختی آن نسبت به فاز θ'' کم است. شبکه Al_2Cu با شبکه Al و Cu متفاوت است. ابعاد این فاز بزرگتر است و هیچ لزومی ندارد پیوستگی با زمینه هم داشته باشد. چون اندازه رسوب‌ها بزرگتر می‌شود تعداد آن‌ها کاهش می‌یابد.

پس بررسی کردیم که در دماهای مختلف چه فازهایی تشکیل می‌شوند از نظر تعادل ترمودینامیکی در دماهای هم فازهای وجود دارد

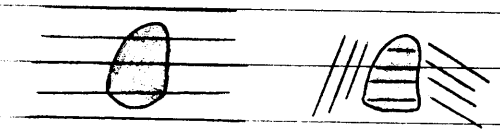
S.d.m

اندازه برد ما را به طور خاص زیاد می‌کند و تأثیر آن را روی سختی هم بررسی می‌کنیم که بسته به اندازه، تعداد و اتصال بازسنجه تأثیرات مختلفی روی سختی آلیاژ دارند.

طور کلی هر بردی که ثبت می‌شود، سختی از آن استخراج می‌شود به عوامل مختلفی بستگی دارد (بردن برد) می‌توانیم بگوییم که سختی اندازه‌گیری شده از فشار این نابجایی‌ها بیشتر است. وقتی برد ثبت می‌شود فاز زمینه ما تحول جامد است. پس سختی برد = سختی کلی جامد + سختی تحول جامد است.

سختی ایجاد شده توسط برد = سختی کلی جامد + سختی تحول جامد است.

"واکنش نابجایی با برد - فازهای مختلف"

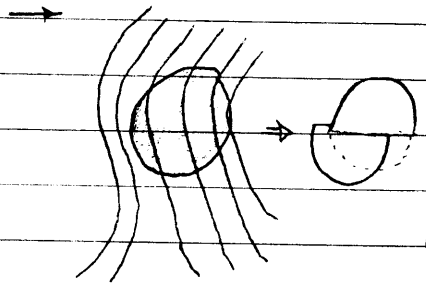


(1) برد بپوسته بازسنجه

(2) برد ناپیوسته بازسنجه

منظور از برد بپوسته این است که اتصال بلوری بین صفحات زمینه و برد وجود دارد.
برد ناپیوسته بازسنجه هیچ اتصالی بین صفحات بلوری زمینه و برد وجود ندارد یعنی مثل یک مرز دانه عمل حرکت تغییری کند. این حالت برای سطوح و جهات بلوری کاملاً متفاوت است.

(1) برد بپوسته بازسنجه:



وقتی برد بپوسته بازسنجه باشد نابجایی می‌تواند از درون برد عبور کند چون سطح بلوری بازسنجه یکسان است. یعنی با اشاره برد یک بانچ است و در اطراف آن میدان کرنش وجود دارد و این کرنش‌ها نابجایی می‌توانند از درون آن عبور کنند. بنابراین نابجایی با یک زاویه‌ای از برد عبور می‌کند که این عبور می‌توانیم عبور نابجایی برد می‌گویند (Cutting) یعنی نابجایی از درون برد واقع برش برد است.

وقتی نابجایی حرکت می‌کند برد واقع اتم‌ها جابجا می‌شوند حرکت نابجایی یعنی جابجایی اتم‌ها. پس وقتی نابجایی از درون برد عبور می‌کند اتم‌های درون برد را هم جابجا می‌کند بنابراین یک برش بر برد بوجود می‌آید که این برش به اندازه بردار برگرز نابجایی است. این برش به صورت یک پله روی سطح لغزش ایجاد می‌شود. حرکت نابجایی از داخل برد باعث تنش بیشتر می‌شود چون اولاً در اطراف برد یک میدان کرنش داریم یعنی حرکت در داخل برد را نابجایی مشکل‌تر از حرکت روی سطح لغزش در حالت عادی است پس از اشاره نابجایی عبور کرد، برد یک پله ایجاد می‌شود که این یعنی از این نابجایی از سطح تماس برد بازسنجه (فصل مشترک) در واقع interface از بین می‌رود. فصل مشترک داخلی

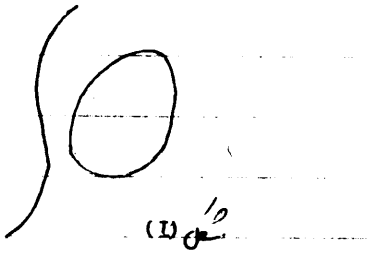
s.a.m

یک انرژی سطحی است. بنابراین برای رسوب یعنی افزایش سطح نقص مشترک و نهایتاً یعنی افزایش انرژی.
این افزایش انرژی یعنی رسوب به‌تنهایی یک مانع عمل می‌کند چون عبور نابجایی از آن نیازمند تنش (انرژی) بیشتری است. پس سختی بالا می‌رود. پس با کشش رسوب نابجایی باعث افزایش سختی می‌شود

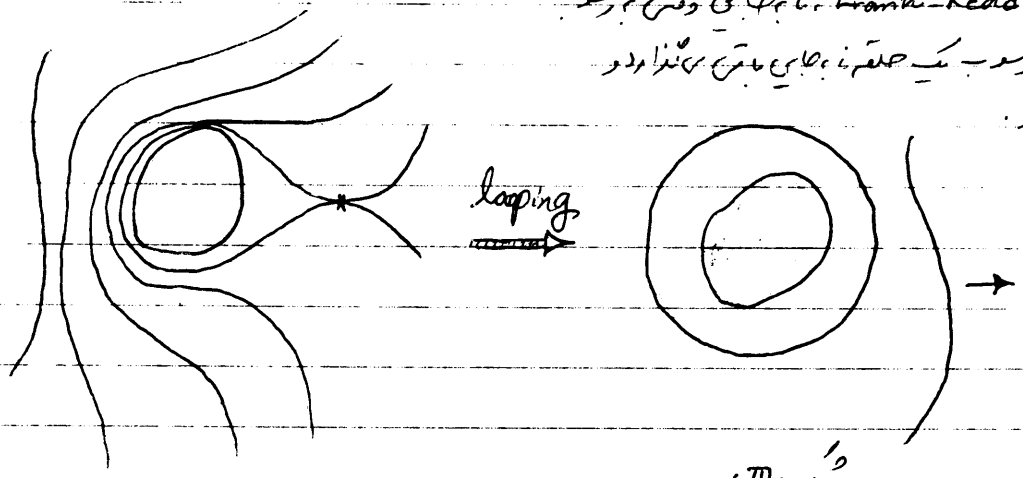
(2) رسوب نابجا شونده یا برنشینده:

در این صورت هیچ ارتباط بلوری بین رسوب و زمینه وجود ندارد
پس نابجایی در اینجا نمی‌تواند وارد رسوب شود. مثل
مرز دانه. نابجایی از مرز وارد نمی‌تواند عبور کند. بنابراین
نابجایی از اطراف رسوب عبور می‌کند.

در اینجا مثل منابع Frank-Read نابجایی وقتی به رسوب
می‌رسد دو اطراف رسوب یک حلقه نابجایی مارپیچ می‌گذارد و
خودش حرکت می‌کند:



شکل (I)



شکل (III)

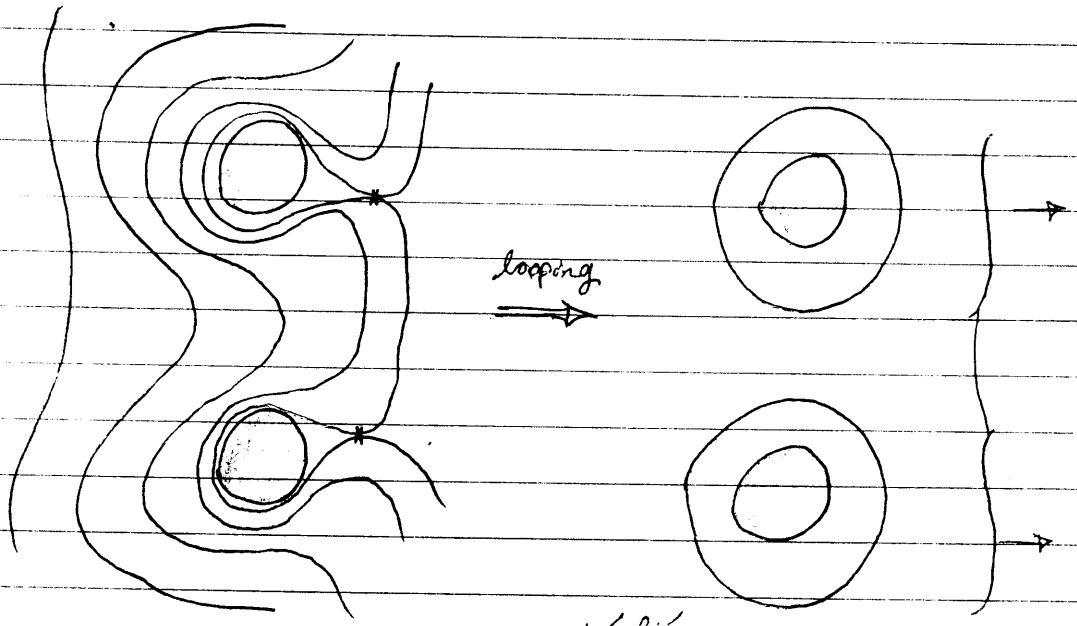
شکل (II)

داخل

یعنی وقتی نابجایی به رسوب می‌رسد نمی‌تواند از آن عبور کند بصورتی که در شکل مشخص شده نابجایی بصورت خواهیده
می‌شود. منتها همان نیروی که در منابع Frank-Read باعث حرکت آن می‌شود که در نهایت نابجایی
به هم برسند و در نقطه مشخص شده با هم ترکیب شوند و مجدداً رسوب را دور بزنند، یک حلقه دور رسوب و یک نابجایی
که می‌تواند به حرکت خود ادامه دهد، یعنی نابجایی با جاماندن یک حلقه نابجایی دور رسوب، رسوب را دور می‌زند
یعنی نابجایی رسوب را دور می‌زند (looping). این نتیجه واکنش یک رسوب غیر برشنده یا زینده و نابجایی، جاماندن
یک حلقه نابجایی دور رسوب است. وجود یک حلقه نابجایی یعنی افزایش انرژی. در واقع انباشتگی نابجایی‌ها در اطراف رسوب زودتر شروع
می‌شود چون نابجایی بعدی که می‌رسد رسوب را نمی‌بیند بلکه حلقه نابجایی دور آن را می‌بیند نابجایی بعدی می‌رسد
نمی‌تواند به داخل حلقه عبور کند چون با حلقه هم علامت است (منابع Frank Read شبیه این وجود دارد)
پس تمام نابجایی‌هایی که بعدی می‌رسند آن هم علامتند پس دافعه وجود دارد. نتیجتاً نابجایی‌ها سریعتر
جدا می‌شوند، پس با دور زدن شدن نابجایی، رسوب از نظر ایجاد نابجایی بعدی مؤثرتر به نظر می‌رسد. یعنی شکل
عبور می‌کند. بنابراین افزایش سختی را اینها هم می‌تواند علت باشد.

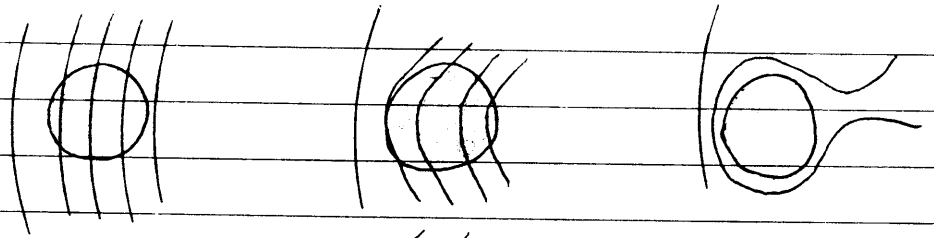
زاویه لذا شدن یک نابجایی از یک رسوب سختی رسوب را تضمین می‌دهد.

S.d.n



(واکنش یک ناحیه‌ای نادرست)

اگر مقاومت رسوب کم باشد ناحیه‌ای با همان زاویه بزرگ‌تر از آن عبور می‌کند. اگر مقاومت رسوب بیشتر باشد ناحیه‌ای با زاویه کوچک‌تر عبور می‌کند. یعنی زاویه عبور ناحیه‌ای از رسوب‌ها سخت رسوب با مقاومت رسوب می‌دهند. به این ترتیب مرز رسوب نرم‌تر یا نیوسته با زاویه عبور ناحیه‌ای همراه است. اگر رسوب خیلی نرم باشد (رسوب نیوسته می‌تواند نرم باشد) در این صورت ناحیه‌ای با همان زاویه ۱۸۰° از آن عبور می‌کند. اگر رسوب نیوسته کمی سخت باشد ناحیه‌ای با زاویه کمتر از ۱۸۰° عبور می‌کند. پس زاویه عبور ناحیه‌ای از رسوب بین صفر تا ۱۸۰° است برحسب مقاومت رسوب. با این ترتیب رسوب‌های نیوسته سواحل موثرتری هستند تا رسوب‌های نیوسته. البته رسوب‌های نیوسته هم مقاومت دارند. چون به هر حال رسوبی که درون محلول حامل شکل گرفته باعث افزایش انرژی است.



(زاویه بزرگ) (زاویه کوچک) (زاویه صفر (رسوب نیوسته))

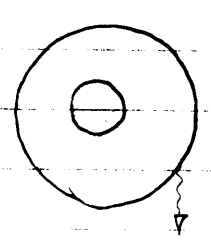
نکته: از دلایل وجود این رسوب‌های نیوسته با زمینه، دلیل افزایش سختی نیست. بلکه دلیل از افزایش سختی زیاد بودن تعداد رسوب‌های بزرگ بودن آن‌هاست.

Orowan حلقه‌هایی که در اثر لغزش نابه‌جایی حول یک رسوب ایجاد می‌شوند، «حلقه‌های لغزشی» یا «حلقه‌های» می‌شوند. این حلقه‌های لغزشی ناپایدارند و در اطراف رسوب جمعی دوام نمی‌آورند.

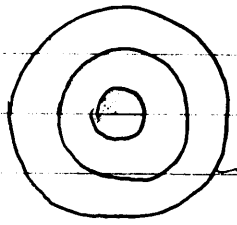
ممکن است حلقه دیگری هم دور حلقه اول شکل بگیرد و یا ممکن است حلقه اول طی یک حرکتی از اطراف

s.a.m

رسوب دور شود.



حلقه Orowan



(ممکن است حلقه نابجایی دیگری هم دور آن شکل دهد و ببیند)

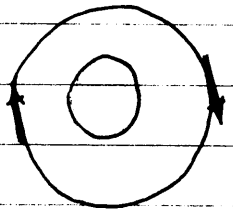
اندازه رسوب

رسوب ریز: اگر پیوسته باشد انرژی کمتری دارد

رسوب درشت: اگر ناپیوسته باشد انرژی کمتری دارد

رسوب یا پیوسته است یا ناپیوسته است. اگر غیرپیوسته باشد با پیشه یک فصل مشترک دارد و این فصل مشترک دو واقع یک انرژی سطحی دارد. اما رسوب پیوسته یک جریان کرنش دارد هم با این جریان کرنش با بوجود آمدن نابجایی برداشته می‌شود و فصل مشترکی وجود ندارد. بنابراین پایداری ذرات رسوبی پیوسته یا شفاف شکل به اندازه رسوب دارد. پایداری رسوب‌های ریز بیشتر است پیوسته باشد و پایداری رسوب‌های درشت بیشتر است که ناپیوسته باشد. بنابراین هرچه اندازه رسوب درشت‌تر شود، تمایل بیشتری دارد که پیوستگی خود را با زمینه از دست بدهد و یک حالت meta stable بوجود بیاورد. یعنی رسوب با پیوستگی جزئی است هم تا به پایداری نسبی برسد. این شکل فقط با انرژی بوجود می‌آید. یعنی درجایی که رسوب درشت می‌شود انرژی لازم برای بوجود آمدن فصل مشترک کمتر لذا انرژی لازم برای بوجود آمدن نابجایی‌هایی است که کرنش را خنثی می‌کنند.

دور شدن این حلقه‌ها نابجایی از اطراف رسوب، به رسوب کمک می‌کند پیوستگی خود را از دست بدهد.
پس این درست است که بگوییم رسوب ناپیوسته نقش سختی‌ای برای عبور نابجایی است. ولی وقتی ناپیوسته است رسوب درشت است بنابراین تعداد این نوع برخوردها کمتر می‌شود. پس موانع برای نابجایی‌های کمتری در مقابل حرکت نابجایی قرار می‌گیرند (نسبت به رسوب‌های پیوسته). پس اگر دوباره گفتیم که درشت شدن رسوب سختی را کاهش داد. این سختی به‌خاطر تعداد و تعداد است نه از دست دادن پیوستگی. یعنی رسوب درشت به‌تنهایی سخت‌کننده رسوب نیز است اما از طرفی درشت شدن رسوب‌ها مترادف با از دست دادن پیوستگی و کاهش تعداد است.



برای عبور حلقه‌های Orowan می‌توانیم بنویسیم:
در دو طرف رسوب نابجایی‌ها علامت‌های مختلف دارند. پس نیروی بین آن‌ها یا رسوب وکنشی جاذبه داشته یا شعاع دهنده‌ای وجود دارد. این جاذبه و واقعه درست مانند وکنش عیوب نقطه‌ای است. یعنی وقتی واقعه است نابجایی نمی‌تواند از رسوب عبور کند یک شود و وقتی جاذبه است نابجایی می‌تواند از رسوب دور شود.

یک مثال می زنیم:

یک تیر آهن روی سطح لغزش

در نظر می گیریم که می خواهیم روی

این سطح حرکت کند و یک برجستگی

یا ناهمواری در آن وجود دارد.

واکنش تیر آهن یا برجستگی،

واکنش میدان گرانش برجستگی یا میدان الاستیک. اگر برجستگی یا ناهمواری خواص یک

میدان انبساط (تنش کشش) به وجود آورد، در این صورت در یک بخش تیر آهن انبساط وجود دارد و

در بخش دیگر یک میدان انقباض. وقتی میدان انبساط تیر آهن با میدان انبساط برجستگی

برخورد می کنند، بین آنها یک نیروی دافعه به وجود می آید. پس می توانند برجستگی را

شود. اما اگر تیر آهن با برجستگی برخورد کند، در این صورت سطح انقباض تیر آهن با سطح انبساط

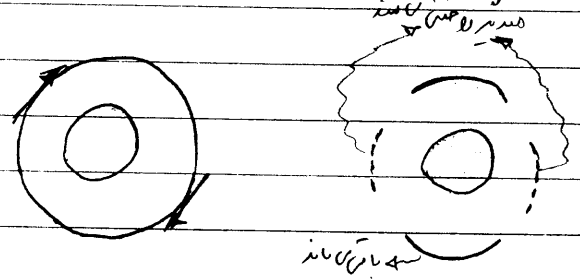
برجستگی برابر است. پس نیروی بین برجستگی و تیر آهن با نیروی دافعه

حالت جاذبه تیر آهن را طرف برجستگی می کشد، این حالت حالت تعادل نیروهایی است. (دلیلی ندارد سطح لغزش

برجستگی را قطع کند) و نمی تواند از آن عبور کند. در حالت دافعه وقتی تیر آهن به برجستگی برخورد می کند متوقف

می شود و دیگر نمی تواند جلوتر برود. یعنی باید تنش وارد کنیم تا جلوتر برود. در حالت جاذبه هم باید تنش بیشتری اعمال

کنیم تا تیر آهن حرکت کند چون برجستگی را هل می دهد. پس در واقع حالت یک قفل شدن تیر آهنی است.



در مورد حالت دوم اتفاق به خاطر این است:

نیروهای جاذبه بین ذرات سطح و

نیروهای دافعه بین ذرات سطح برجستگی

این نیروها باعث می شوند که این حالت

به حرکت در سطح برجستگی ادامه دهد.

در قسمت مشخص شده از بالا به هم می رسند و همدیگر را هضم می کنند و یک حفره لغزش را به وجود می آورند.

این حفره ها از اطراف تیر آهن دور می شوند. یعنی اگر هم برجستگی ها در نقاشی هم یک لغزش روی سطح

خارجی آن انجام می شود. در قسمت مشخص شده برجستگی را هضم می کند. و در قسمت بالا و پایین باقی

می ماند.

در مورد بیشتر این برجستگی ها باید بنویسیم: علت به وجود آمدن برجستگی از این انرژی است

یکی از عوامل این انرژی، کار انتقال برجستگی است (اینکه تا نقاط جایی منتقل شود یا با نقطه مشترک). اینکه

برجستگی در بازه زمانی چقدر تمایل به optimum است یعنی انرژی لازم برای جابجایی انتقال نقاط جایی برجستگی

این برجستگی کمترین انرژی لازم برای به وجود آمدن نقطه مشترک است و در مورد حفره ها برعکس.

s.a.m

۸۴/۸/۲۴ — جلسه پانزدهم

کامپوزیت ها Composites

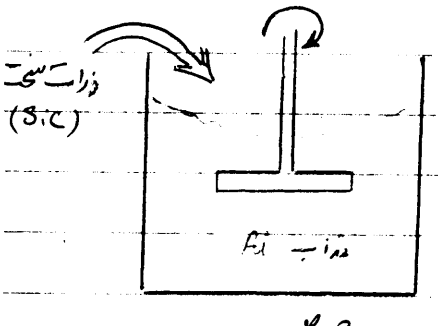
کامپوزیت ها از استفاده لذرات با استحکام بالا و سختی بالا بر پایه کامپوزیت ها به این دلیل بوجود آمدند که برخی از مواد که ما داریم استحکام خیلی بالا دارند ولی معایبی دارند مثل ترد می شوند - حساس و خواصشان کوچک سطحی دارند. مثل SiC و انواع سرامیک ها مثل Al_2O_3 با وجود استحکام بالا کاربردشان محدود است چون ترد می شوند و حساس به خراش های کوچک سطحی هستند و امکان انتقال ندارند یعنی نمی شود آن ها را عبور داد یا انشعاب پیچ و مهره کرد. پس یک سری محدودیت کاربردی دارند به این دلیل استحکام خیلی بالایی دارند.
این اجسام با استحکام بالا را به داخل یک زمینه نرم قرار می دهند بصورتی که یک اتصال بین زمینه نرم و این اجسام با استحکام بالا بوجود بیاید.

زمینه نرم + الیاف (ذرات) سخت ⟹ Composite

به این جسم دو فازه کامپوزیت می گویند یعنی جسمی که از اتصال ذرات یا الیاف سخت به یک زمینه نرم بوجود آید.
اگر این زمینه نرم فلزی باشد به آن کامپوزیت های زمینه فلزی می گویند. اگر غیر فلزی، مثلاً سرامیکی باشد به آن کامپوزیت زمینه سرامیک می گویند. اگر زمینه پلیمر باشد کامپوزیت زمینه پلیمر است. پس کامپوزیت یک جسم دو فازه است که بصورت مصنوعی ساخته می شود. پس فازهایی که فاز نرم یا فاز سخت اتصال داشته باشد، نقش فاز نرم، اتصال دهنده است و نقش فاز سخت، تحمل تنش است. پس هر وقت اتصال دهم وجود دارد جسمی بوجود می آید که هم استحکام خوبی دارد و هم می تواند کاربرد بسیار وسیعتری داشته باشد و شکل (اتصال فاز پیوسته یا زمینه) هم ندارد مثلاً می توانیم الیاف SiC در رون Al قرار دهیم. یا الیاف Al_2O_3 در Al.
به فاز سخت، فاز تقویت کننده می گویند.
کامپوزیت ها می توانند انواع مختلفی داشته باشند. کامپوزیت های زمینه فلزی بر حسب نوع تقویت کننده دو دسته می شوند
۱- کامپوزیت زمینه فلزی با تقویت کننده ذرات ۲- کامپوزیت زمینه فلزی با تقویت کننده الیاف

روش های ساخت کامپوزیت:

روش ساخت کامپوزیت بر حسب مواردی می تواند ساخت کامپوزیت از خامه باشد یا ساخت کامپوزیت از مذاب
- روش ساخت کامپوزیت با برخورد یا مذاب:
● روش ریخته گری: این روش مختص تقویت کننده ذرات است.
در این روش مثلاً مذاب Al تهیه می کنیم.
و ذرات سخت مثلاً SiC را بتدریج درون مذاب Al می ریزیم. مسئله اصلی که همیشه وجود دارد:
اختلاف وزن مخصوص ذرات با مذاب است.



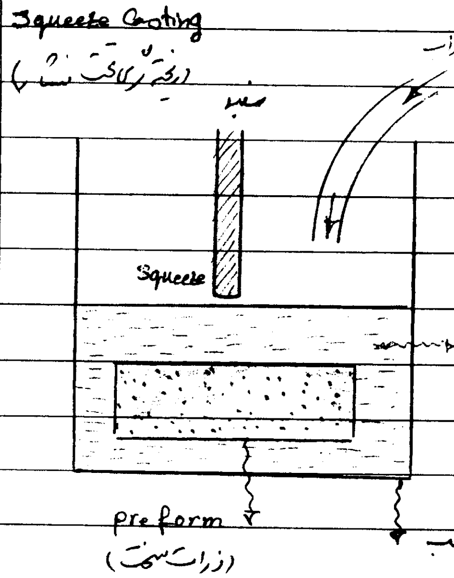
(روش ریخته گری)

اگر وزن مخصوص ذرات سخت کمتر باشد روی مذاب به صورت سرباره تولید می‌کند و اگر وزن مخصوص آن بیشتر باشد ته‌نشین می‌شوند. برای برطرف کردن آن معمولاً در روش گردابی یک سیم مذاب را بهم می‌زنند که در واقع یک گرداب در مذاب به وجود می‌آید که این ذرات را در داخل مذاب به صورت یکنواخت توزیع کند. در Al وقتی که ریخته‌گری می‌شود معمولاً شرایط زیادی حباب هوا به وجود می‌آید. که اگر تحت شرایط خاصی ریخته‌گری کنیم آن‌ها را optimum کنیم وقتی مذاب را حرکت دهیم این ذرات درون مذاب توزیع شدند. مخلوط حاصل را درون قالب می‌ریزند و composite شکل می‌گیرد.

در این حالت توزیع ذرات SiC چندان یکنواخت نیست اما در هر حال برای توزیع آن مشکل داریم. چون محدودیت زیادی داریم. مثلاً وقتی هم می‌زنیم، هوا درون مذاب حبس می‌شود. پس باید تا حدی یکنواخت کنیم. زمانی که هم تا حد زیادی می‌زنیم باز ممکن است توزیع ذرات سخت بهم بخورد. یا اینکه ذرات کنار هم جمع شوند و یک توده‌ای از ذرات درون زمینه تشکیل شوند. از طرفی محدودیت حل کردن(1) ذرات را داریم یعنی مثلاً اگر خیلی خوب کار کنیم می‌توانیم حدود 10% ذرات را حل کنیم و بدانیم برای آنکه بتوانیم ذرات را درون Al حل کنیم باید ذرات را پیش گرم کنیم و وقتی هم دمای Al بالا برود مثلاً حدود 700°C خوردگی و انحلال تا حدی کمک می‌کند.

در هر صورت با وجود تمام این محدودیت‌ها که وجود دارند روش کلی این است که Al مذاب تهیه کنیم، ذرات SiC را پیش گرم کنیم و به تدریج به مذاب اضافه کنیم و هم بزنیم و بعد درون قالب بریزیم و نهایتاً کامپوزیت داریم. نحوه اتصال هم شدیداً به این بستگی دارد که تر کنندگی مذاب چقدر باشد و البته تر شوندگی ذرات سخت داخل مذاب. مثلاً اگر Al با SiC ... یک فصل مشترک بین Al و SiC به وجود می‌آید. در Al خالص به وجود آوردن اتصال کمی مشکل است. به همین دلیل به روش‌های مختلف کاری می‌کنند که ذرات سخت بتوانند درون Al حل شوند در اینجا این فصل مشترک بیشتر شیمیایی است و باید در عمل آن‌ها را در نظر گرفت.

از طرفی Al اکسید می‌شود (اگر زمان طولانی شود) در این صورت ذرات Al_2O_3 هم وارد composite می‌شوند و مقدار سختی با مقداری که پیش‌بینی کرده‌ایم ممکن است تفاوت داشته باشد.



⊛ روش Squeeze casting:

یکی دیگر از روش‌های ساخت کامپوزیت از طریق مذاب است. در این روش هم الیاف می‌توانند به کار روند هم ذرات. به این ترتیب که از ذرات یا الیاف یک پیش فرم (Preform) از قبل درست می‌کنند. در مورد الیاف ساده است اگر الیاف را هم فشرده کنیم preform به وجود می‌آید اما در مورد ذرات مشکل است و روش‌های خاصی دارد مثلاً برای ذرات SiC یا Al_2O_3 این ذرات را با یک پلیمر خاص مخلوط می‌کنند. وقتی مخلوط شد یک نوع چسب خاص پلیمری اضافه می‌کنند. عملکرد آن به این صورت است که وقتی حرارت می‌بیند پف می‌کند و حجم آن زیاد شده

s.a.m

(1) منظور از حل کردن، خیس کردن ذرات است.

تودهای بوجود می آید که این چسب با ذرات با فشار آن را ساخته اند وقتی دما از یک حدی بالاتر رفت، این چسب پلیمری (1) تخریب می شود و لذا توده خارج می شود و گاهی با قی می ماند این ذرات تقریبا سرامیکی هستند. یعنی لایه های آن ها ترد خاصی است، البته طوری که انعطاف باید وجود داشته باشد یعنی ترجیحا Rigid باشد. یعنی وقتی ذرات لایه روی آن می ریزیم نشکند. در اینجا محدودیت ما به توده دیگری است. یعنی با ذرات کم نمی توانیم static preform درست کنیم، در صورتی که برای الیاف محدودیت نداریم. پس نهایتا یک Preform داریم که حدود 20% تا 40% آن ذرات سخت هستند و بقیه آن خمیر و فرج است (یا حفره است). این Preform را بدون یک قالب قرار می دهند. قالب باید طوری باشد که خروج هوا از درون آن پیش بینی شده باشد. وقتی ذرات را بدون قالب روی Preform ریختند، با یک سنبه آن را فشار می دهند. در اثر فشار سنبه، ذرات لایه های این ذرات امتدادی را پر می کنند. یعنی ذرات Squeeze می شود. روی توده امتدادی ذرات و سریع هم متصل می شود. وقتی متصل شد composite 20 تا 40% ذرات با الیاف داریم که بقیه آن Al است. این روش هم برای ذرات مناسب است هم برای الیاف. این روش از لحاظ توزیع ذرات و یکنواختی ذرات خیلی خوب است. چون در Preform توزیع ذرات تقریبا یکنواخت است. یعنی نسبت به روش پرداختن خیلی یکنواخت است.

⊛ استفاده از روش متالورژی پودر:

در این روش شما پودر Al را به عنوان زمینه داریم و پودر SiC را به عنوان تقویت کننده، به درصدی که خواهیم این پودرها را مخلوط می کنیم و سپس در یک آسیاب کاملا مخلوط می کنیم. سپس Press می کنیم بعد زینتر (2) می کنیم و یک Block به دست می آوریم که شما 70% Al و 30% ذرات SiC یا Al_2O_3 دارد.

در اینجا هم باز هم زینتر باید اتفاق بیوفتد. اتصال می تواند شیمیایی باشد. البته اگر ذرات خیلی درشت باشند اتصال مکانیکی هم می تواند باشد. من دانستم در متالورژی پودر معمولا دانسیته واقعی نمی دهیم یعنی دانسیته واقعی معمولا نداریم. مزیت متالورژی پودر در این است که محدودیت درصد نداریم.

روش دیگر این است که به جای اینکه پودر را زینتر کنند در داخل قالبهای فلزی قرار می دهند و یک Extrusion رایج می کنند و این دو هم متصل می شوند و composite با درصد ذرات مشخص بوجود می آید.

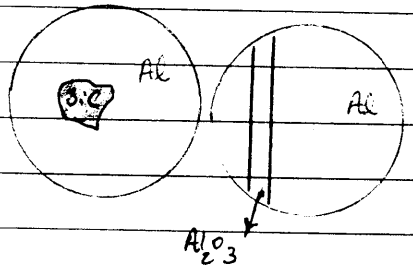
برخی از آلیاژها بطور طبیعی composite هستند. یعنی یک جسم دو فازه که فاز سخت به فرم یکنواخت توزیع شده باشد composite درست شما ذرات Cementite داخل زمینه ferrite را composite به صورت مصنوعی می سازیم با اهداف خاص. composite با الیاف در جهات مختلف خواص مکانیکی متفاوت دارد شما. استحکام کششی آن متفاوت است اما composite با ذرات به همین سادگی نیست حالت لایه ترد دارد. البته در الیاف هم ممکن است ترد شود آن هم بصورتی باشد خاصیت لایه ترد را داشته باشد که بستگی به شرایط دارد.

به هر ترتیب وقتی کامپوزیت تولید شد استحکام بالا دارد. علت اصلی استحکام کامپوزیت:

وقتی ما یک جسم دو فازه داشته باشیم که یکی سخت و قوی و دیگری نرم باشد و منحنی تنش کرنش را رسم کنیم، استحکام تسلیم جسم دو فازه بین استحکام تسلیم فاز نرم و فاز سخت قرار خواهد گرفت یعنی خارج آن نمی تواند باشد.

(1) حدود 800 تا 1000°C (2) زینتر کردن به معنای پاک کردن دمای بوجود آمدن یک دمای کمتر از نقطه ذوب است

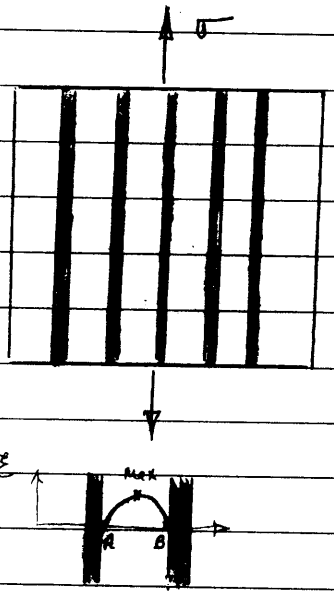
وقتی یک ذره SiC اطرافش زمینه Al (یا آلیاژ Al) قرار می‌گیرد، شبکه‌ای به وجود می‌آید که این امر باعث ایجاد اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین این دو می‌شود. البته در مورد آلیاژ هم همین ترتیب است. این اختلاف انبساط حرارتی بین زمینه و تقویت کننده باعث ایجاد یک میدان کرنش بسیار اطراف تقویت کننده می‌شود.



می‌دانیم که این کامپوزیت برای کاربردهای بالا استفاده می‌شود و وقتی به دمای کار می‌رسیم اختلاف عمده‌ای که باعث اختلاف ضریب انبساط حرارتی این دو می‌شود و می‌آید باعث ایجاد یک انبساط یا انقباض در تقویت کننده می‌شود. بنابراین با یک میدان تنش بسیار اطراف تقویت کننده و بین زمینه و تقویت کننده به وجود می‌آید. این میدان تنش باعث می‌شود که ترک‌ها در نزدیکی یک سری از این مرزها به وجود آیند. این میدان تنش‌ها وجود دارد و بسته به اینکه ما یک میدان کرنش و تنش وجود دارد. بنابراین به اثر این دو اختلاف انبساط حرارتی، مقدار تغییر در میدان کرنش و تنش به وجود می‌آید و این منجر می‌شود به یک آلایش در نابجایی‌ها اطراف تقویت کننده. همین افزایش چگالی نابجایی‌ها باعث استحکام بالا می‌رود. یعنی علاوه بر وجود ذرات خود این افزایش چگالی نابجایی‌ها باعث می‌شود که استحکام بالا برود. پس گفتیم که ما دو اثر داریم این است که ذرات سرامیکی کرنش ذرات با هم تلاقی ندارند باعث می‌شود اثر تلاقی داشته باشند تردی و شکنندگی بالا می‌رود. وقتی دانسیته نابجایی‌ها زیاد شود هم شیب میدان کرنش آن‌ها با هم تلاقی می‌کند. در این حالت جایی برای تغییر شکل پلاستیک وجود ندارد. اما وقتی دانسیته زیاد کم است یک مقدار جا برای تغییر شکل پلاستیک وجود دارد.

بنابراین علت اصلی استحکام کامپوزیت وجود عدم انطباق بین زمینه و ذرات تقویت‌کننده است. به عبارتی اختلاف انبساط حرارتی. وجود اختلاف انبساط حرارتی باعث به وجود آمدن یک mis match می‌شود. یعنی این عدم انطباق باعث به وجود آمدن یک میدان کرنش در اطراف ذرات می‌شود. این میدان کرنش هم باعث به وجود آمدن نابجایی‌ها می‌شود (این نابجایی‌ها همان نابجایی‌های لازم الزامی هستند) پس استحکام بالا می‌رود.

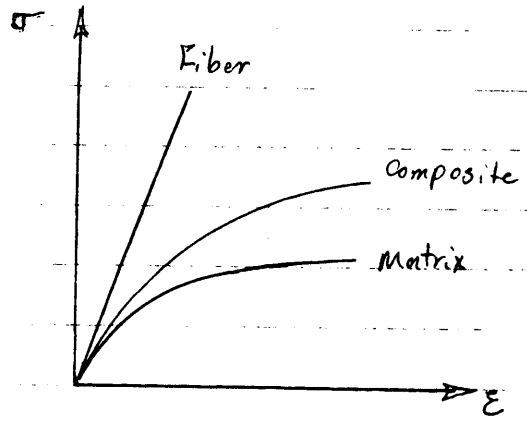
بررسی منحنی تنش کرنش یک کامپوزیت با الیاف:



یک کامپوزیت با الیاف هم جهت در نظر می‌گیریم:

همان یک زمینه داریم. تنش که اعمال می‌کنیم در جهت طولی الیاف است. تنیم تنش الیاف کمتر است و تنش زمینه استحمال تنش است وقتی یک تنش اعمال می‌کنیم در داخل زمینه یک تغییر فرم ایجاد می‌شود به جایی که الیاف تغییر شکل نمی‌دهند. بنابراین وقتی اعمال می‌کنیم الیاف زمینه وجود دارد، مسئله‌هایی از زمینه تحمل می‌کند الیاف تغییر شکل نمی‌دهند و مسئله‌های میدان زمینه تغییر شکل می‌دهند. در واقع می‌گوییم که در کنار زمینه ما یک Fiber قرار داریم یک تغییر شکل به وجود می‌آید تغییر شکل در نقاط A, B صفر است و در وسط آن‌ها

s.a.m



Max است . همین مراحل را برای یک بار خطی پلاستیک
و تولید منحنی رسم کنید. چون تنش
در الیاف تحمل می کند شیب اگر زمینه Al باشد ،
Al فقط تنش را انتقال می دهد . می دانیم اگر
ابتدا بطور جداگانه منحنی تنش کرنش خود الیاف
و زمینه را رسم کنیم ، منحنی تنش کرنش کامپوزیت
بین این دو خواهد بود . در این منحنی تنش کرنش
می توانیم مناطق مختلف را در نظر بگیریم :

منطقه (I) : الیاف و زمینه در محدوده الاستیک هستند . در این منطقه ، جدا از شیب زمینه است چون بین این دو
زمینه وارد منطقه پلاستیک می شود . پس تا وقتی زمینه تسلیم نشده در این منطقه قرار داریم . در این منطقه
طبق قانون مخلوط ها ، مدول الاستیک کامپوزیت :

$$E_c = E_F V_F + (1-V_F) E_M$$

V_F : درصد حجمی الیاف

V_M

یعنی مدول الاستیک برحسب درصد حجمی الیاف و زمینه تعیین می شود .

منطقه (II) : الیاف در محدوده الاستیک هستند ولی زمینه وارد محدوده پلاستیک شده . در این منطقه مدول الاستیک کامپوزیت
در اینجا چون زمینه وارد منطقه پلاستیک شده
مدول الاستیک برای آن مفهوم ندارد
به جای آن شیب منحنی $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ را در نظر می گیریم
چون شیب $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ برای زمینه در منطقه پلاستیک

$$E_c = E_F V_F + (1-V_F)\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right)_M$$

خیلی کمتر از شیب E_F است ، می توانیم از آن صرف نظر کنیم :

$$E_c \simeq E_F V_F$$

منطقه (III) : الیاف و زمینه وارد منطقه پلاستیک شده اند . در این منطقه در واقع اگر الیاف کامل تر پاره شده خواهد شد
چون دیگر برای جسم کامل تر منطقه پلاستیک مفهومی ندارد . پس اگر الیاف کامل تر پاره شده کامپوزیت
خواهد شکست ، چون دیگر الیاف شکننده کامپوزیت دیگر دوام نخواهد آورد .

منطقه (IV) اگر الیاف بصورت کامل تر پاره نشده منطقه چهارمی وجود دارد . در این صورت هم کامپوزیت خواهد شکست

کامپوزیت در منطقه III است . یعنی این منطقه برای ما اهمیت دارد و در مورد آن بیشتر بحث می کنیم . در منطقه III
طبق قانون مخلوط ها ، استحکام کشش کامپوزیت :

$$\sigma_c = \sigma_F V_F + \sigma_M'(1-V_F)$$

σ_c : استحکام کامپوزیت

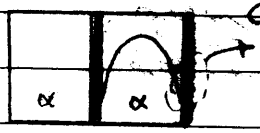
σ_F : استحکام الیاف

σ'_M : استحکام زمینه بیت تنش است زمینه توان تحمل می کند. توصیه می کنیم σ_{UTS} زمینه نباشد.
در این منطقه ماندگاری تا بی نهایت است (عمر بی نهایت است)
وقتی تنش اعمال می کنیم، زمینه تغییر شکل می دهد که این تغییر شکل الاستیک است (برگشت پذیر)
وقتی تنش را حذف می کنیم الیاف، دوباره به حالت اولیه خود برمی گردند. چون الیاف زمینه را
احاطه کرده اند، الیاف زمینه را هم به حالت اولیه برمی گرداند یعنی برگشت زمینه تغییر شکل پلاستیک
را هم تسهیل می کند. چون وقتی زمینه تغییر شکل پلاستیک داد این تغییر شکل برگشت پذیر نیست اما الیاف
کمک می کنند برگشت اولیه برسد. برای همین می توان گفت خزش در ماندگاری تقریباً الاستیک است.
حالا دوباره V_F ثابت می کنیم و عمر را حساب می کنیم. عمر چقدر باید باشد؟
وقتی ماندگاری می سازیم، حداقل می توان تقویت کننده چقدر باید باشد که استحکام ماندگاری از استحکام زمینه
بالاتر برود یعنی ($\sigma_c > \sigma_U$) یعنی الیاف به حدی تقویت کننده باشند که بتوانند σ_u و σ_{UTS} زمینه را
برگردانند یعنی $\sigma_c > \sigma_u$ ولی ماندگاری وقتی تقویت کننده است که $\sigma_c > \sigma_u$ باشد.
برعکس این حالت ماندگاری ما مفهوم خود را از دست می دهد یعنی ماندگاری وقتی نیست که $\sigma_c > \sigma_u$
برای حالت حدی می توانیم یک حجم بیشتر تعریف کنیم. یعنی حداقل حجمی از الیاف که ماندگاری باید باشد تا این
خاصیت را نداشته باشد. یعنی اگر در حالت حدی $\sigma_c = \sigma_u$ باشد حجم $V_F = V_{Min}$.
یعنی برای اینکه $\sigma_c > \sigma_u$ شود باید $V_F > V_{Min}$ شود. این حجم حداقل حجمی است که حدی می توانیم بدست آوریم.

$\sigma_u = \sigma_F V_{Min} + \sigma'_M + \sigma'_M V_{Min} \Rightarrow$	$V_{Min} = \frac{\sigma_u - \sigma'_M}{\sigma_F - \sigma'_M}$

پس باید حجم الیاف بیشتر از این مقدار باشد.

با الیاف هر چقدر تقویت کننده بتوانیم قسمت های بالایی برند. برخی از الیاف می توانند عمر و دوام بشر را
این حالت الیاف نرخ کاهش استحکام بالایی دارند که باعث می شود استحکام کاهش پیدا کند. مثلاً اگر بخواهیم
حجم الیاف خیلی کم باشد، برای این حالت حجم زمینه آن قدر تغییر شکل زیاد خواهد داشت که الیاف
هم تغییر شکل می دهد، زمینه بیشتر تغییر شکل می دهد چون تراکم تنش بیشتر می شود
این تراکم تنش باعث می شود تغییر شکل پلاستیک بیشتر شود و در منطقه ای شروع
شده تمرکز تنش به وجود بیاید. برای همین اطراف تغییر شکل پلاستیک



تراکم تنش

می افتد زمینه الیاف را به طرف بیرون هل می دهد و تراکم تنش می شود.
برای تغییر شکل شروع می شود و وقتی انقباض این قدر زیاد شد، الیاف شکسته می شوند
بنابراین برای حجم الیاف خیلی کم، الیاف تقویت نمی شوند بلکه باعث تضعیف
هم می شوند یعنی باعث افزایش تغییر شکل پلاستیک الیاف می شوند و ماندگاری کاهش
می شود. بنابراین یک حجم کرانی باید تعریف کنیم که زیر آن الیاف نتوانند تقویت کننده باشند و تضعیف
کننده
حالت کرانی که حجمی داریم که الیاف شکسته شوند و قبل الیاف شکسته شدن، زمینه بتواند ($\sigma_c = \sigma_F$ (حد برای حجم کرانی) یعنی تنشی که روی الیاف است حدی که باعث شکست الیاف می شود

s.a.m

شکست لحظه‌ای است. $\sigma_F = 0 \Rightarrow \sigma_c = \sigma_u(1-V_F)$

در اینجا چون الیاف دنیروجه دارند

σ'_M هم نمی‌تواند مفهوم داشته باشد یعنی به جای آن همان استحکام تسلیم زمینه را قرار می‌دهیم و رابطه تقریباً بدان می‌شود

پس σ_c از σ_u هم کمتر می‌شود این زمانی است که درصد الیاف خیلی کم است و می‌شکنند. σ'_M هم زمانی بود که الیاف کمک می‌کردند به زمینه تا بتواند تنش‌ها را تحمل کند.

بنابراین ما دو رابطه داریم، رابطه اول زمانی است که الیاف داریم و این الیاف استحکام‌های بالایی دارند.

$$\sigma_c = \sigma_F V_F + \sigma'_M (1-V_F)$$

رابطه دوم هم زمانی است که الیاف به جهتی که هستند سریع می‌شکنند و هیچ تقویت کنندگی هم ندارند.

$$\sigma_c = \sigma_u (1-V_F)$$

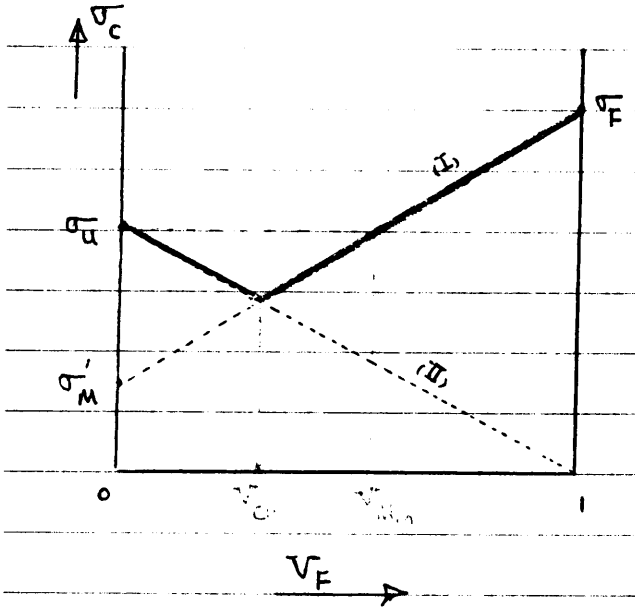
بنابراین حجم بحرانی ما محل تلاقی این دو رابطه است. یعنی حجم بحرانی زمانی است که این دو با هم برابر باشند.

$$\sigma_c = \sigma_c \Rightarrow \boxed{V_{cr} = \frac{\sigma_u - \sigma'_M}{\sigma_u - \sigma'_M + \sigma_F}}$$

V_{cr} حجم بحرانی است که کمتر از آن الیاف حالت تضعیف کننده دارند و بیشتر از آن حالت تقویت کننده

حالا نتایج بدست آمده را روی یک نمودار می‌بریم

منحنی استحکام بر حسب درصد حجمی فازهای مختلف رسم می‌کنیم. محور عمودی σ_c و محور افقی V_F است که بین ۰ تا ۱ تغییر می‌کند. ابتدا رابطه (I) را رسم می‌کنیم. چون منحنی خطی است دو نقطه از آن را پیدا می‌کنیم برای رابطه II هم به همین ترتیب عمل می‌کنیم:



رابطه (I)	رابطه (II)
$V_F = 0$	$V_F = 0$
$\sigma_c = \sigma'_M$	$\sigma_c = \sigma_u$
$V_F = 1$	$V_F = 1$
$\sigma_c = \sigma_F$	$\sigma_c = 0$

σ_F از σ_u و σ'_M معمولاً بیشتر است. σ_u هم بیشتر از σ'_M است

اگر دو خط را رسم کنیم، $V_{M_{min}}$ جایی است که $\sigma_c = \sigma_u$ است. V_{cr} جایی بود که دو منحنی یکدیگر را قطع می‌کردند

رابطه (I) زمانی صادق است که حجم الیاف از حجم بحرانی بیشتر باشد و رابطه (II) زمانی صادق است حجم الیاف از حجم بحرانی کمتر باشد. پس نتیجه گیری نهایی را به صورت نقطه چین رسم می‌کنیم. از طرفی کامپوزیت نباید با $V_{M_{min}}$ ساخته شود. چرا که در این حجم محدودیت وجود دارد چون در V_F های بزرگ‌تر ما شدت بالایی نمودار

مارتنزیت غیرقابل استفاده می‌شود. پس حجم اسلاب ما باید از حجم V_{min} بیشتر باشد اما از یک حدی هم نباید بیشتر شود چون هزینه بالایی دارد.

۸۴/۸/۲۹ «جلسه شانزدهم»

«سخت شدن در اثر عیب نقطه‌ای»

فصل جدید را بررسی کردیم که ذرات عیب نقطه‌ای است. ۷ مکانیزم بررسی کردیم.

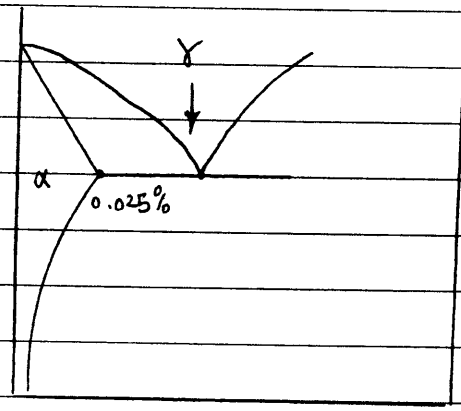
سخت شدن در اثر فاز مارتنزیت «Martensite Strengthening»:

می‌دانیم در استحاله آستنیت به پرلیت اگر سرعت سرد کردن از یک حدی بیشتر باشد فاز مارتنزیت به وجود می‌آید. در این استحاله بدون نفوذ اتمی انجام می‌شود. اگر منحنی تعادلی آهن کربن را در نظر بگیریم در حالت تعادلی:

$\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$

آستنیت → فریت + سمنتیت

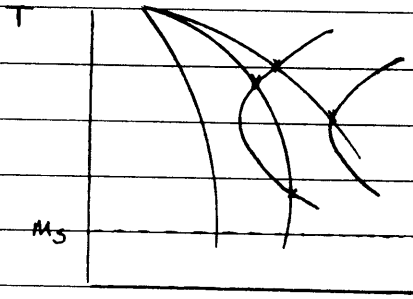
پرلیت



پرلیت یک مخلوط پرکربن است.

اگر سرد کردن آهن از یک سرعتی بیشتر باشد در این صورت فاز مارتنزیت شکل می‌گیرد. روی منحنی T + t هم مشخص است اگر از A1 که از آستنیت به پرلیت تبدیل شروع به زمان M_S برسد فاز مارتنزیت شکل می‌گیرد.

البته ممکن است سرعت سرد کردن طوری باشد که هم پرلیت شکل گیرد و هم مارتنزیت. فاز مارتنزیت سخت‌ترین فاز آهن کربن است. پس فاز مارتنزیت زمانی شکل می‌گیرد که آستنیت قبل از استحاله کامل به پرلیت، زمان M_S برسد.



علت اینکه در این شرایط γ تبدیل به پرلیت نمی‌شود این است که استحاله γ به پرلیت یک استحاله با مکانیزم نفوذ است. یعنی باید اتم‌ها از طریق نفوذ صورت می‌پذیرد که نفوذ شدیداً وابسته به دما و زمان است. فاز γ پرکربن‌ترین حدود 0.8% دارد. این فاز γ می‌خواهد به فاز α تبدیل شود که در دما حدی حدود 0.025% دارد (یعنی کم‌ترین حد ممکن) و سمنتیت که حدود 6.67% کربن دارد. این استحاله نیز زمان‌بر است. استحاله‌ای کربن است که طوری کار آن سرد کردن است که فازهای مختلف شکل نگیرند. و این نیز زمان‌بر است.

s.a.m

بنابراین اگر به آن زمان زیادی ندهیم، آلیاژ نمی‌تواند کاملاً تبدیل به پرلیت شود و نهایتاً وقتی به زیر خط M_s می‌رسیم مارتنزیت تشکیل می‌دهد. پس چون مکانیزم نفوذ است، زمان کافی برای نفوذ وجود نداشته آلیاژ نمی‌تواند به پرلیت تبدیل شود. از طرفی تغییر آلوتروپی آهن هم باید صورت گیرد چون آستنیت F.C.C است و فریت B.C.C بنابراین یک فاز جدید بوجود می‌آید که خیلی سخت است و استحکام آن بدون نفوذ ایجاد می‌شود

می خواهیم علت سخت شدن فاز مارتنزیت را بررسی کنیم.

وقتی که ساختار مارتنزیت را نشان می‌دهیم متوجه می‌شویم ساختار مارتنزیت با پرلیت یا فریت و سمنتیت متفاوت است.

$\gamma \longrightarrow M$

از ترکیب خود تعادلی تو تئید را در نظر بگیرید در فاز γ 0.8% کربن داریم (البته مقدار کربن بیشتر هم می‌تواند باشد). این درصد کربن درصد بالایی است. حلالیت اتم کربن در فاز γ و در دمای تو تئید 2% است. یعنی 2% کربن در این دمای حدود 700° در γ محلول می‌تواند باشد. بنابراین وقتی 0.8% کربن داریم در این دما، هنوز اشباع نشده است.

با وقتی به دمای اتاق می‌رسیم درصد حلالیت خیلی کاهش می‌یابد.

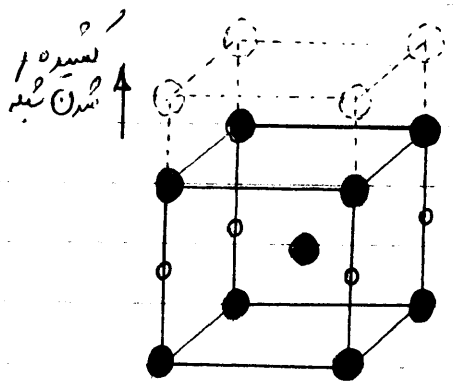
درصد حلالیت فاز مارتنزیت نسبت به کربن (چون دما پایین است) خیلی کم است.

پس وقتی ما این آستنیت را Quench می‌کنیم فاز مارتنزیت ما فوق اشباع است چون درصد حلالیت کربن در آن خیلی کم است. پس مقدار خیلی زیادی کربن فوق اشباع در فاز مارتنزیت داریم. این کربن‌های فوق اشباع در سخت شدن این فاز تأثیر دارند. یعنی یکی از دلایل سخت بودن فاز مارتنزیت وجود کربن‌های فوق اشباع است.

و اینجا دو حالت وجود دارد:

1- یا اتم‌های کربن خوشه‌هایی تشکیل می‌دهند. یعنی دور هم جمع می‌شوند و مناطقی بوجود می‌آورند شکل مناطق GP یعنی در مناطقی درصد کربن خیلی زیاد است.

2- یا اینکه اتم‌های کربن بیش از صدم درصد فاز را با ساختار B.C.C حل می‌شوند (در دمای محیط آهن باید B.C.C باشد) بدلیل ساختار BCC آهن، اتم‌های کربن، Site هایی را اشغال می‌کنند مثل Site هایی که شکل مشخص شده و نتیجه آن این می‌شود که در جهت مشخص شده شبکه BCC کشیده می‌شود. یعنی یک انبساط شبکه بوجود می‌آید که در واقع BCC تبدیل می‌شود به BCT (Body Centered Tetragonal).

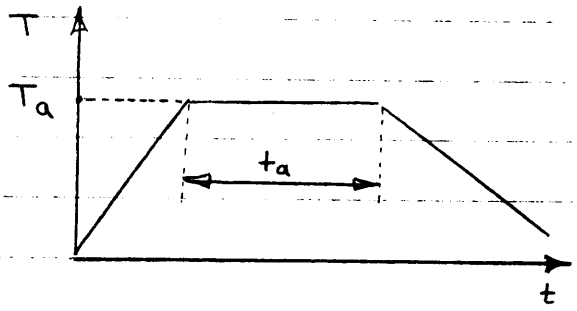


خود این انبساط شبکه از یک طرف باعث می‌شود که خود سطوح لغزش منبسط شود. سطوح لغزش سطوح {111} هستند. وقتی سطح لغزش منبسط شود، تراکم آن کم می‌شود و لغزش کمتر انجام می‌شود.

از طرف دیگر، تعداد اتم‌های کربن خیلی زیاد است و اینها می‌توانند از حرکت نابجایی‌ها جلوگیری کنند.

پس این دو عامل سبب می‌شوند که سختی فاز مارتنزیت بالا برود. حتی در مبحث هم اثر توجه قسیم می‌بینیم که هر چه مقدار کربن بیشتر باشد سختی مارتنزیت هم بیشتر است.

بنابراین وقتی جسمی را تغییر شکل پلاستیک دادیم نمی‌توانیم برگشت به ساختار اولیه داشته باشیم، اما اتمهای اولیه را نمی‌توانیم برگردانیم. برای برگشت به ساختار اولیه جسم را Anneal می‌کنیم. در anneal کردن یک نمونه T-t (دو مرحله‌ای زمان) را به صورت روبرو



می‌دهیم که در آن T_a دمای annealing است، t_a زمان anneal است. در اثر annealing ساختار تقریباً حالت اول برمی‌گردد ("تقریباً" را برای این می‌گوییم که ممکن است اندازه دانه‌ها تغییر کرده باشد) اما تغییر به حالت اولیه برمی‌گردد. در هر صورت خواص جسم خواص اولیه برمی‌گردد. یعنی مثلاً وقتی Al را تغییر شکل می‌دهیم، بعد از تغییر شکل استحکام آن خیلی بالاتر از Al معمولی است. اما وقتی آن را anneal می‌کنیم، خواص آن مثل یک Al معمولی می‌شود.

در برگشت یک جسم به حالت اول که تحت تاثیر دما و زمان مراحل مختلفی وجود دارد که مهمترین این عوامل عبارتند از:

- بازیابی (Recovery)
- تبلور مجدد (Recrystalization): به وجود آمدن دانه‌بندی جدید.

مرحله بازیابی معمولاً در دمای پایین‌تر انجام می‌شود. بازیابی یک بازیابی خواص فیزیکی است. چون در اثر تغییر شکل پلاستیک و افزایش چگالی یک سری خواص فیزیکی جسم مثل هدایت تغییر می‌کند. در این مرحله، معمولاً خواص فیزیکی جسم برمی‌گردد. در مرحله تبلور مجدد خواص مکانیکی برمی‌گردد مثل استحکام. به عبارت دیگر مرحله بازیابی به شتر روی چگالی نقطه‌ای اثر می‌گذارد چون طی تبلور تعداد نقص نقطه‌ای معمولاً کم می‌شود خواص فیزیکی ماده هستند. پس دماهای پایین‌تر که Recovery داریم طی تبلور تعادل برقرار می‌شود ولی در تبلور مجدد طی تغییر شکل، تعادل برقرار می‌شود و این روی خواص مکانیکی ماده اثر می‌گذارد.

تعریف: در تغییر شکل پلاستیک در دمایی صورت گیرد که در آن دما هیچ گونه بازیابی انجام نشود، آن کار را سرد کار (Cold Work) می‌نامند.

یعنی در دماهای کار سرد هیچ گونه تغییر نقطه‌ای به وجود آمده جابجا نشود (از بین نرود). بنابراین دمای تغییر شکل بسیار مهم است. مثلاً وقتی جسمی را در دمای بالا فورج می‌کنیم چون دما بالاست ممکن است تمام این مراحل انجام شود یعنی بازیابی و حتی تبلور مجدد هم انجام شود. اما در کار سرد، در دمایی تغییر شکل می‌دهیم که هیچ گونه بازیابی ای صورت نمی‌گیرد. وقتی هیچ گونه بازیابی صورت نگیرد، این مکانیزم هیچ گونه تبلور مجدد هم صورت نمی‌گیرد. چون همیشه اول بازیابی انجام می‌شود بعد تبلور مجدد.

پس تعریف کار سرد یک تعریف نسبی است. چون مثلاً ممکن است دمای کار سرد یک کبالت با یک تنگستن متفاوت باشد. مثلاً ممکن است دمای 300° برای یک جسم کار سرد باشد و برای جسم دیگر کار گرم.

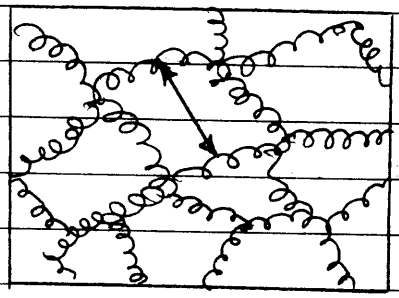
حالا می‌خواهیم ساختار یک جسم کار سرد شده را بررسی کنیم.

تقسیم جسمی در دمای پایین تغییر شکل پلاستیک می‌دهند که در آن انرژی داخلی تغییر است

Sadeghi

(هم خطی هم نقطه ای). وقتی چگالی دررفتگی زیاد می‌شود، خود افزایش دررفتگی را نسبت به جابجایی ها، حرکت جابجایی ها کنترل می کند. یعنی در واقع یک نوع مقاومت برعلیه حرکت جابجایی ها بوجود آمده. حرکت مقاومتی ازسمت دررفتگی ها به دررفتگی ها مقاومت بیشتری بروی جابجایی ها اعمال می کند و مقاومت بیشتر می شود.

فاصله شبکه‌ای

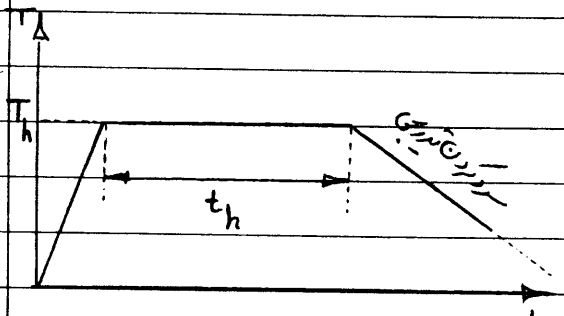


Dislocation tangles

ترتیب افزایش دررفتگی ها، حرکت جابجایی ها را دشوار می کند و افزایش استحکام را حاصل می کنیم. تقسیم جابجایی ها به دو نوع هستند یکی جابجایی های لازم از نظر هندسی و دوم جابجایی های اتفاقی. دررفتگی های جابجایی های اتفاقی نقش اصلی را ایفا می کنند (شبکه ای مثل Lomer cotrell می تواند تجمع جابجایی ها را موجب) یعنی در سطوح خاصی افزایش دررفتگی ها داریم. یعنی جابجایی ها در سطوح خصوصی تجمع می کنند. یعنی در سطوح هم دررفتگی ها بالا است و در سطوح دیگر دررفتگی ها بصورت متراکم بوجود آمده و فاصله بین این دررفتگی ها، جابجایی ها می توانند حرکت کنند. یعنی یک شبکه ای تشکیل می شود که توان حرکت جابجایی ها منحصر می شود. فاصله بین این دررفتگی ها جابجایی شبکه. معمولا در تعریف این فواصل، "فاصله هندسی لغزش" می گویند. یعنی مسافتی که جابجایی می تواند بلغزش کند بدون اینکه خیلی مرتفع شود با افزایش دررفتگی ها (یعنی با افزایش تغییر شکل پلاستیک) این فاصله کم می شود. اما نهایتا به یک عددی می رسد و دیگر از آن کمتر نمی شود.

علت بوجود آمدن این تجمع ها در سطوح خاص و هم موانع مثل جابجایی های غیر متحرک در داخل شبکه است و یا ابعاد آن ها در حین تغییر شکل پلاستیک. بنابراین بطوری که شکل پلاستیک می دهد توان جنس مقاومتری بوجود می آید.

بنابراین با یک مقاومتی مواجه هستیم که علت های آن دررفتگی ها، جابجایی ها، بافت و ... هست هایی دررفتگی ها بیشتر است. بطوری افزایش دررفتگی ها جابجایی ها بصورت کلی فواصلی بین آن ها کم می شود، یعنی مقاومت بیشتر می شود، برای اینکه این مقاومت را برطرف کنیم و جنس تمیم تغییر کند یعنی که تغییر در فواصل بخاطر این داریم. برای اینکه این فواصل را جابجا اول مرتفع کنیم باید Anneal کنیم.



Annealing عبارت است از یک Cycle حرارتی که در این عملیات یک زمان نگه داشتن در دمای بالا (Annealing حرارت) و یک زمان نگه داشتن در دمای پایین (Annealing سرد کردن) داریم و بعد به تدریج سرد می کنیم. این Cycle را Annealing می گویند. حالا ممکن است چه دمایی از این Annealling داریم. هم دماهای مختلفی وجود دارند که بکار برده می شوند. annealing ممکن است (Homogenization) هموژن کردن باشد یا (Recrystalization & stress relief) تنش زدایی و یکپارچه شود تبلور مجدد. یعنی Cycle همه این ها یکی است. گرم کردن تا یک دمای بالا، نگه داشتن در آن دما و سرد کردن تدریجی. تنها تفاوت

s.a.m

آن عملیات نام گذاری می کنیم شما در اینجا Homogenization عملیات داریم.

حالا اگر دیاگرام اتحاد کامل دو فلز A و B را در نظر بگیریم

اگر ترکیب %50A و %50B را در نظر بگیریم وقتی

این جسم را سرد می کنیم همه جای این جسم ترکیب %50 - %50 نیست

در واقع در هر دمایی یک فاز جامد در حال تعادل است که در شکل مشخص شده است.

یعنی شما وقتی یک دانه شروع به انجماد می کند وقتی آنالیز کنیم ترکیب دوستت با هم یکی نیست. اگر مذاب را در نظر بگیریم چون مذاب متلاطم است همگون می شود یعنی ترکیب آن با تعادل می رسد اما در جامد اینطور نیست یعنی این سرعت با تعادل نمی رسد هر چند دما بالاست، اما توزیع ترکیب یکنواخت نیست.

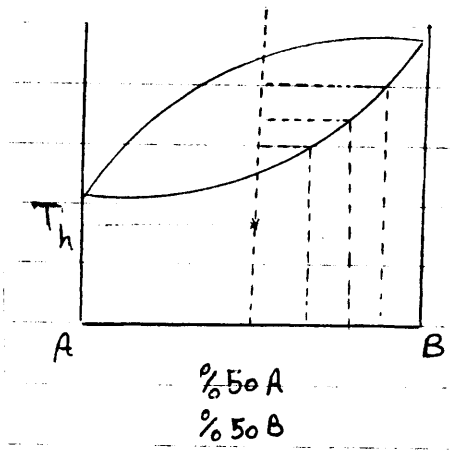
یعنی شما وقتی مذاب را در دمای ثابت نگه می داریم تا جامد شود هیچ گاه با تعادل نمی رسد یعنی توزیع ترکیب یکنواخت نمی شود. شما چنین آنیلی را می خواهید انجام دهید که توزیع ترکیب یکنواخت شود. این آنیل ها را Homogenizing آنیل می گویند. این آنیل ها باید در یک عملیات حرارتی annealing که در آن مرحله انجام شود. یعنی باید خود جامد را گرم کنیم تا زیر دمای خود منحنی solidus یعنی نباید مذاب به وجود آید و مدتی نگه داریم (استه به اتم و آنیل) تا اتم ها بتوانند توزیع یکنواخت از ترکیب A و B خواهیم داشت.

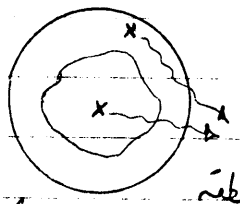
در این عملیات همگون کردن می توانند در این صورت $t_a = t_h$ ، $T_a = T_h$ یعنی دما و زمان برای این حرف مشخص می شود.

یا شما یک قطعه ای را تراشکاری کرده اید، روی سطح قطعه کسری تنش های به وجود آمده باید پس زدایی کنند. به این نوع annealing تنش زدایی یا Stress Relief می گویند.

حرف ما در اینجا بیشتر عملیات Recrystalization است. یعنی برای هر فلز یا آلیاژی می توانیم یک دما و زمان مشخص تعیین کنیم که آن فلز یا آلیاژ شما را به حالت اولیه برگرداند. یعنی اگر تغییر شکل پلاستیک داده است تغییر شکل پلاستیک نخواهد داشت یعنی مکانیکی تحمیلی برداشته شود. البته هیچ گاه منظور کامل این امر را نداشته نمی شود.

شما در این عملیات ها برای تغییر اندازه دانه ها کار می دهیم. براساس میزان تغییر شکل پلاستیک می توانیم دما و زمان را مشخص کنیم.





ترکیب این دو منطقه یکی نیست (توزیع ترکیب غیر یکنواخت)

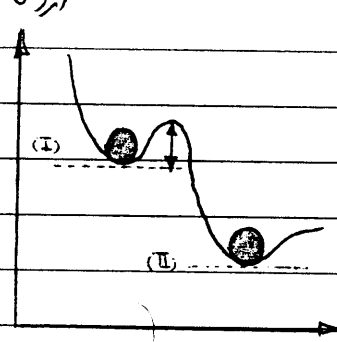
۸۴/۹/۶ "جلسه هفدهم"

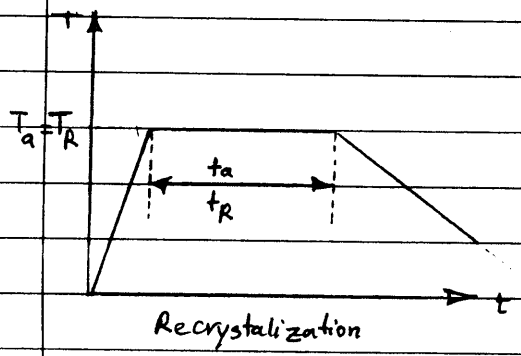
"Annealing" جسم تغییر شکل یافته ←

نتیجه ورد تغییر شکل سرد بر یک خواص فیزیکی و مکانیکی تغییر می کند:

تغییر شکل سرد	Annealing	
ـ افزایش استحکام ـ افزایش تنش تسلیم ـ کاهش ازدیاد طول ↓ ـ کاهش toughness ـ افزایش مقاومت الکتریکی		ـ کاهش استحکام ـ کاهش تنش تسلیم ـ افزایش toughness ـ کاهش مقاومت الکتریکی

در واقع annealing عملیاتی است عکس عمل می کند یعنی خواص ایجاد شده در جسم تغییر شکل یافته را در اثر افزایش انرژی در جسم (ذخیره انرژی) دوران بر می گرداند یا آنیل کردن بر می گردد. یعنی وقتی anneal می کنیم در جهت کاهش انرژی یا به عبارتی تعادل نمی رویم می کنیم. یعنی وقتی anneal می کنیم، سیستم انرژی می دهیم تا انرژی آن کاهش یابد. چون خود سیستم تمایل به انرژی بالایی قرار دارد باید مقداری انرژی به آن به جسم چون برای شروع Process یک انرژی activation لازم است. مثلاً انرژی که به جسم می دهیم موقعیت رسم کنیم. جسم با دو حالت تغییر شکل یافته (حالت I) و یک متعادل می تواند که سطح انرژی آن مثلاً باشد وقتی می خواهیم به حالت متعادل نسبی با انرژی پایین تر یعنی حالت II، پس باید انرژی به سیستم می دهیم و این همان زمانی است که باید به جسم بدهیم.



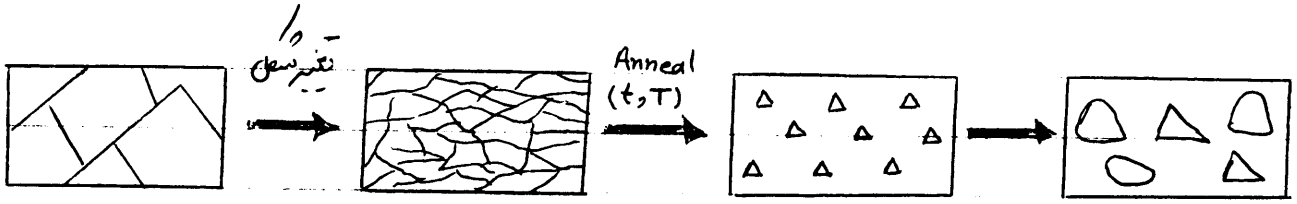


پس انرژی به Annealing تأمین انرژی activation شروع process است. با تأمین این انرژی جسم متوجه می شود انرژی آزاد می کند. منظور annealing و جسم این توضیح دادیم. برای برگرداندن خواص مکانیکی از عبارت عاری Recrystalize استفاده می کنیم.

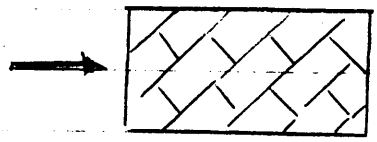
اگر بخواهیم این عملیات را به صورت شماتیک توضیح دهیم، یک Block از یک جسم با خواص فیزیکی و مکانیکی مشخص در نظر می گیریم این جسم را تغییر شکل سرد می دهیم در اثر این تغییر شکل دانسیته نابجایی ها افزایش می یابد یا دانسیته نقص بالا می رود و در نتیجه نظم افزایش پیدا می کند. در این جسم استحکام، تنش تسلیم و مقاومت الکتریکی بالا رفته و خواص پیدا کرده.

اگر بخواهیم خواص قبلی برگردد با شرایط زمان (annealing) عملیات را انجام می دهیم.

s.a.m



* (مراحل در رشد جوانه » و « بهم پیوستن جوانه‌ها و تشکیل دانه‌بندی جدید » با هم Recrystalization نامیده می‌شوند)



« بهم پیوستن جوانه‌های جدید و تشکیل دانه‌بندی جدید »
Recrystalization(II) *

اولین اتفاقی که می‌افتد این است که بسیاری هسته‌های جانبه کوچک جدید در این جسم بوجود می‌آید در واقع جوانه‌های دانه‌های جدید بوجود می‌آید که از نظر تنش به سطح پایین‌تری قرار گرفته‌اند.

این جوانه‌ها در جاهایی بوجود می‌آیند که بیشترین انرژی را دارند. (و یا اینکه در اثر تغییر شکل مرز دانه بوجود می‌آید، چون در واقع مرز دانه‌ها در اثر حرکت مرزهاست. یعنی مرز حرکت می‌کند که قسمتی از انرژی فعال‌سازی (هد) آزاد شدن دانه‌ها در اثر حرکت مرزهاست.

مرحله بعدی رشد جوانه‌ها است. دانه‌ها جوانه‌ها بزرگ می‌شوند یعنی قسمت‌هایی که دانسیته عیوب بالایی دارند کمتر می‌شوند. در واقع مناطق با دانسیته عیوب کمتر بزرگتر می‌شوند.

مرحله نهایی تشکیل دانه‌بندی جدید است یعنی در واقع بهم پیوستن جوانه‌های جدید و تشکیل دانه‌بندی جدید. از این به بعد اگر مرحله‌ای داشته باشیم، مرحله رشد دانه است.

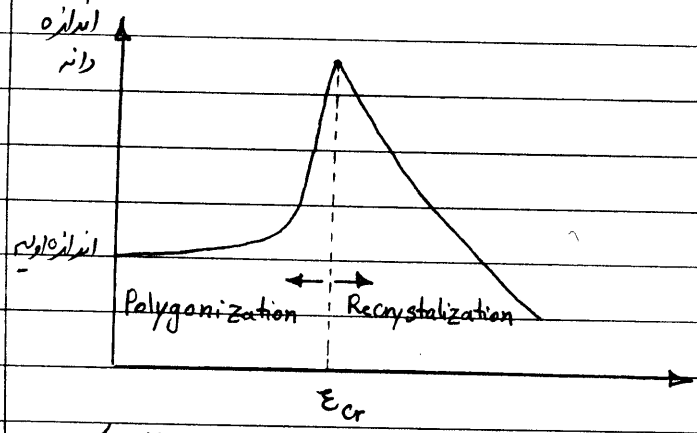
یعنی بعد از تغییر شکل پلاستیک جوانه‌ها بوجود می‌آیند رشد می‌کنند، بهم می‌رسند و دانه‌بندی جدید بوجود می‌آید و بعد دانه‌ها رشد می‌کنند.

حال در رشد: اندازه دانه‌ها بستگی خواهد داشت به تعداد جوانه‌ها، یعنی هر چه جوانه‌ها تعدادشان بیشتر باشد اندازه دانه ریزتر خواهد شد. و هر چه تعداد جوانه‌ها کمتر باشد اندازه دانه‌ها درشت‌تر خواهد بود.

تعداد جوانه‌ها هم بستگی به درصد تغییر شکل پلاستیک دارد یعنی هر چه درصد تغییر شکل بالاتر باشد جوانه‌ها بیشتر تشکیل می‌شوند چون محل‌های بیشتری برای تشکیل جوانه وجود دارد. بنابراین اندازه دانه نهایی بستگی دارد به درصد تغییر شکل پلاستیک. هر چه درصد تغییر شکل پلاستیک بیشتر باشد تعداد جوانه‌ها بیشتر و دانه‌ها ریزتر شده (در عملیات شکل‌دهی) یعنی شما یک جسم در دمای T و در مدت زمان t annealing می‌کنید یعنی شرایط شما این است که نوع جسم و درصد تغییر شکل پلاستیک بیشتر باشد دانه‌ها ریزتر شده. اگر T و t متفاوت باشند نمی‌توانیم اینطوری مقایسه کنیم.

پس این process می‌تواند برای ریز کردن دانه‌ها کاربرد داشته باشد و ما وقتی داریم می‌خواهیم دانه‌بندی ایجاد کنیم نخست تغییر شکل می‌دهیم بعد annealing می‌کنیم بعد دانه‌بندی ریز می‌رسیم.

نکته‌ای برای رسیدن به دانه‌بندی جدید یک تغییر شکل اولیه لازم است، هر تغییر شکلی نمی‌تواند منجر به تشکیل دانه یا دانه‌بندی جدید شود. لذا برای شروع این process یک تغییر شکل اولیه لازم است.



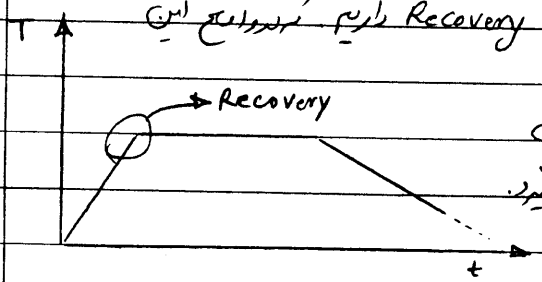
اگر بخش اندازه دانه بر حسب درصد تغییر شکل سرد رسم کنیم و اندازه دانه اولیه را مشخص کنیم (سپس نقاط اندازه دانه را بعد از تغییر شکل سرد رسم کنیم)، منحنی شکل زیر بدست می‌آید:

(از لحاظ تئوری ε_{cr} نقطه ضعیف Sharp ای است.)

یعنی ثابت درصدی تقریباً اندازه‌ها تغییر نمی‌کند. یعنی تقریباً اندازه دانه‌ها ثابت است بعد از یک تغییر شکل سرد تا حدی تغییر شکل بیشتر باعث درشت‌تر شدن بلورها می‌شود. درست ع ضعیف اول دانه‌ها ظاهر می‌شوند. اندازه اولیه دانه‌ها ظاهر می‌شود یعنی اندازه دانه‌ها درشت می‌شوند. هرچه از نقطه تئوری دانه‌های جدید تشکیل می‌شوند و این ضد دانه‌ها تمرکز دانه‌های زیادی بوجود می‌آورند. لذا این ع هرچه بیشتر درصد دانه‌های بیشتری تشکیل می‌شوند و دانه‌ها ریزتر شدند. بنابراین تعداد دانه‌ها بیشتر و اندازه تغییر شکل بیشتر دارد. اما یک درصد تغییر شکل لازم است تا دانه‌ها زیاد صورت گیرد و عمل Recrystalize انجام شود. بعد از این ع هرچه درصد تغییر شکل بیشتر باشد دانه‌های بیشتری بوجود می‌آید و در حین عملیات حرارتی (annealing) اگر عوامل دیگر تأثیر نداشته باشند دانه‌ها ریزتر خواهند شد و از طریق کنترل درصد تغییر شکل سرد می‌توان اندازه دانه‌ها را کنترل کرد.

(در واقع نقطه ε_{cr} را اگر بدانیم و دقیق آن را بدست آوریم عملاً نمونه‌ای بدست آمده باشد یعنی حرارتی نباید در آن ع اتفاق بیافتد)

دو اصطلاح تحت تأثیر درصد ع بررسی کردیم، عوامل اصلی تأثیرگذار بر اندازه دانه‌ها دما و زمان است و این دو تأثیر دما خیلی بیشتر از زمان است. مشخص کردن درصد دانه‌ها با اندازه اولیه دانه‌ها هم مشکل دارد. پارامترهای کنترل تأثیرگذار دما و ضد ع است. یعنی با دقت تغییر شکل نمی‌کنیم ع داشته باشیم تا دانه‌بندی مجدد شکل بگیرد. اگر ع نداشته باشیم دانه‌بندی مجدد بوجود نمی‌آید.

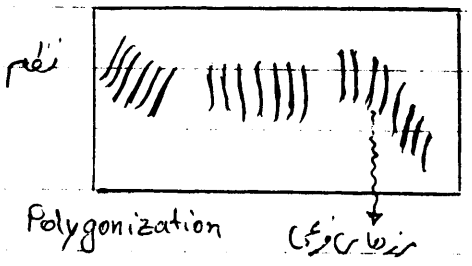


قبل از شکل‌گیری دانه‌ها و یا در حین شکل‌گیری دانه‌ها یک منطقه Recovery داریم. در واقع این منطقه، منطقه بازیابی خواص فیزیکی است. در حین بازیابی عیوب نقطه‌ای متعادل می‌شوند در عیوب خطی تغییر صورت می‌گیرد. این وقایع است که ممکن است در حین گرم کردن هم صورت گیرد. وقایع در حین عملیات Recrystal شدن یا تبلور مجدد است. وقایع سوم هم رشد دانه است.

بعد از annealing خواص فیزیکی و مکانیکی حالت تعادل برگشتند، استفاده از لفظ "تعادل" بهتر از حالت اول است زیرا نهایتاً دانه‌بندی ما با دانه‌بندی اولیه متفاوت خواهد بود. یعنی هرکدام خواص مکانیکی خاص خودشان

s.a.m

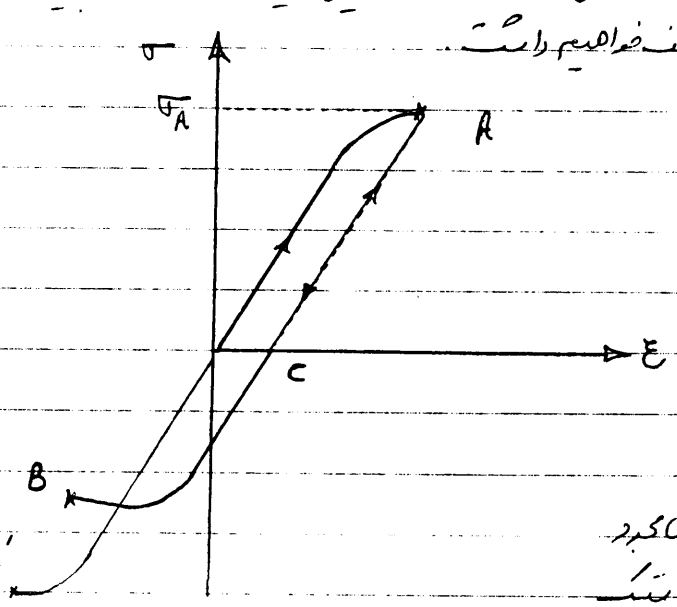
دارند. مثلاً Al با دانه بندی ریز خواص مکانیکی متفاوتی با Al با دانه بندی درشت دارد.
حالا بررسی می کنیم که قبل از رسیدن ε_{cr} چه اتفاقاتی می افتد. قبل از رسیدن ε_{cr} هیچ تغییری در دانه بندی بوجود نمی آید. در جایی که نابجایی وجود دارد (چون داریم تغییر شکل پلاستیک می دهیم)
وقتی این می نظمی زیاد می شود که ایجاد شود (یعنی ε_{cr} برسیم) در این صورت با اثر دما و زمان نابجایی ها تمایل آرایش خاصی می گیرند که در تعادل مکانیکی باشند. یعنی آرایش خاصی می گیرند که تنش های بین خودشان را حذف کنند. یعنی بصورت مرزدانه های فرعی در می آیند.



پس نابجایی ها آرایش خاصی بخود می گیرند که همان مرز فرعی را بوجود می آورند و نیروی مکانیکی بین خود را Min می کنند. به این Polygonization می گویند. یعنی نابجایی ها به اشکال مختلف در می آیند که انرژی را کاهش دهند. یعنی وقتی با نظم قرار می گیرند یک کاهش انرژی داریم. یعنی یک تعادل نسبی داریم. پس اثر دما و زمان روی این جسم باز انباشتگی نابجایی ها Polygonization است. (البته ممکن است اولش این دما و زمان اندکی دانسیته نابجایی را زیاد کند اما در هر صورت دانسیته نابجایی این جسم با اثر این دو در حد تعادل است) بنابراین قبل از ε_{cr} جسم Polygonize می شود و بعد از آن Recrystalize.

اثر باوشینگر «Bauschinger Effect»

این اثر مربوط است به واکنش جهت تغییر شکل پلاستیک. نحوه تغییر شکل پلاستیک جهت اعمال نیرو را دارد. میزان تغییر شکل پلاستیک در یک تنش ثابت در جهت اعمال تنش دارد. یعنی این اثر می خواهد بگوید ما اگر در جهت های مختلف تنش اعمال کنیم، کرنش های مختلف خواهیم داشت.



مثلاً تنش کرنش زیر را در نظر می گیریم، تنش های مثبت، تنش های فشاری هستند.
اگر یک جسم را تغییر شکل دهیم یعنی، آن تنش را وارد کنیم و به نقطه تغییر شکل A برسیم.
حالا تنش را حذف کنیم یک برگشت داریم و مقداری تغییر شکل پلاستیک
حالا اگر همین جسم را مجدداً تحت تنش کشش قرار دهیم
احتمالاً نقطه تسلیم نقطه A خواهد بود. یعنی دوباره داری می کرد تنش تسلیم با نقطه A خواهد بود (می دانیم تغییر شکل پلاستیک باعث تغییر تنش تسلیم می شود)
- حالا اگر همین جسم تحت کشش قرار ندهیم، بلکه آن را تحت فشار قرار دهیم، از نظر تئوری اگر لجم مجدد این تنش ها را در نظر بگیریم تنش تسلیم فشاری، دقیقاً همان نقطه متناظر با A یعنی A' خواهد بود. یعنی تغییر شکل پلاستیک

S.J.T

برای برگشت به شکل تغییر خواهد کرد. یعنی تغییر شکل برگشت‌پذیر خواهد بود و برگشتی دارد.

- حالا اگر این جسم را تحت تنش قرار دهیم بطوری که از تنش تسلیم تجاوز نکند، بعد از برداشتن تنش به نقطه A برمی‌گردد. بعد دوباره این جسم را تحت تنش قرار دهیم (مثلاً فرض کنید تا نقطه B) و بعد تنش را برداریم، این حالت تنش تسلیم خیلی کمتر از حالتی خواهد بود که بدون تنش اولیه تحت تنش قرار دادیم. یعنی تنش تسلیم با نقطه B خواهد بود که تنش آن خیلی کمتر از نقطه A است.

یعنی وقتی جهت اعمال نیرو را عوض کنیم جسم خیلی زودتر تغییر شکل پیدا خواهد کرد. به این پدیده اثر بوشینگر گویند. بوشینگر در تحقیقات خود دریافت که اگر جسم را یکبار تحت نیروی کشش و بار دوم در جهت دیگر، یعنی وقتی جهت نیرو عوض می‌شود تغییر شکل می‌شود و تغییر شکل آسانتر.

دلیل این پدیده وجود تنش‌های ماندگار است (Residual stress).

وقتی جسم تحت تأثیر تنش کششی تغییر شکل می‌دهیم نابجایی‌ها شروع به حرکت می‌کنند. نقطه A را نقطه‌ای در نظر بگیرید که نابجایی‌ها در آن متوقف می‌شوند. چون با ادامه حرکت نابجایی‌ها نابجایی‌ها زیادتر می‌شوند، تنش‌های متقابل نابجایی‌ها از تنش تسلیم بیشتر فعال می‌شوند. یعنی علاوه بر تنش تسلیم، نابجایی‌ها از یک چشمه‌ای مثل Frank-Read نیز تولید می‌شوند. بنابراین نقطه A یک نقطه‌ای است که نابجایی‌های خاصی دارد. اما وقتی کرام نابجایی‌ها با تنش کمتر از نقطه A وجود دارد (مثلاً τ_A) قادر به حرکت نیستند. یعنی برای اینکه حرکت انجام شود باید تنش را افزایش دهیم تا حرکت از سر بیدا کند. یعنی حتی نابجایی‌ها در نقطه A حرکت نمی‌کنند. در اینجا دو حالت وجود دارد:

۱- نابجایی‌ها ثابت بوده و هیچ تنشی نمی‌تواند آن‌ها را حرکت دهد.

۲- یک سطح لغزشی وجود دارد که حتی تنش روی آن صفر، مقدار تنش کوچکی نیز دیده می‌شود.

در دو حالت اگر تنش را از این دهیم یا تنش معکوس کرده و جهت دهیم نابجایی‌ها حرکت می‌کنند، یا نابجایی‌های مربوط وجود دارد که حتی تنش کوچکتری نابجایی‌ها را حرکت می‌دهد.

جهت تنش اعمال شده

جهت راحت‌تر

به هر دلیت با افزایش تنش حرکت ادامه پیدا می‌کند.

تغییر شکل هم ادامه پیدا می‌کند. وقتی تنش برداشته شد مانع یک طرفه تنش وجود دارد تنش معکوس می‌آید.

وقتی تنش اعمالی را عوض می‌کنیم (دوباره نقطه A صفر تنش می‌رسیم) این نابجایی‌ها یک مقدار برگشت اولیه دارند. اما بلافاصله تنش ماندگار می‌ماند (یعنی چون تراکم نابجایی‌ها زیاد بوده پس آن‌ها یک تنش برگشتی باقی می‌ماند) این تنش پس‌ماند حالا جهت تنش را حاضر اعمال کرده بودیم حالا اگر جسم را جهت اعمال تنش را عوض کنیم یعنی حرکت نابجایی‌ها در جهت عکس انجام شود. بنابراین حرکت نابجایی‌ها راحت‌تر خواهد بود چون اثر آن مانع برداشته نیست. یعنی وقتی تنش کوچکی برای حرکت خواهد کرد.

نکته مهم: این که جسم نابجایی‌ها در جهت عکس حرکت می‌کنند منظور این نیست که نابجایی‌ها عوض می‌شوند. یعنی ممکن است نابجایی‌ها تغییری نکنند. وقتی که نابجایی‌ها در مسیر خود با مانع برخورد می‌کنند (جهت اعمال تنش) حرکت در جهت عکس هم از یک طول است یعنی نابجایی‌ها از یک طول برای کمتر، یعنی تغییر شکل پلاستیک در جهت عکس هم تغییر شکل پلاستیک ایجاد می‌کند. اگر جسم را دوباره تحت تنش منظور این نیست که حالت اولش برگردد.

s.a.m

بلکه این برگشت قسمی از زیادی و تغییر شکل پلاستیک است. درواقع در این حالت نابجایی ها با تنش کمتری شروع به حرکت میکنند تا تغییر شکل پلاستیک بوجود آورند. یعنی تنش های پسماند کمک می کنند تا وقتی ما جهت اعمال تنش را عوض می کنیم، جسم سریعتر تسلیم شود و حرکت نابجایی راحتر انجام پذیرد. زیرا نابجایی در جهتی حرکت می کند که دیگر تراکم تنش وجود ندارد. یعنی تنش های پسماند در اینجا به جای اینکه در مقابل تنش ما باشند، در جهت تنش ما هستند بنابراین:

$\tau_e = \tau_{ap} + \tau_r$ ... (applied str) تنش کرانی در این حالت مجموع تنش اعمال شده

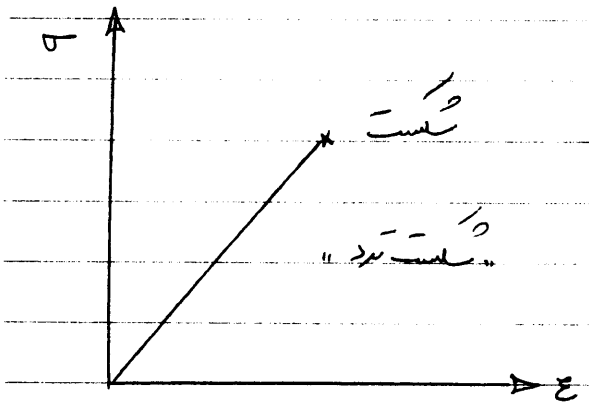
است و تنش پسماند (Residual str). یعنی تنش پسماند کمک می کند که نابجایی ها زودتر حرکت کنند. یعنی تنش اعمال شده ما سریعتر تنش کرانی را فراهم می کند.

نه اینکه نابجایی ها تحت اثر اهند به حالت اولیه برگردند. برگشت نابجایی به حالت اولیه در اینجا مفهوم ندارد. بلکه نابجایی قبلاً در یک جهت حرکت می کرد و حالا در یک جهت دیگر حرکت می کند. (البته قسمی از نابجایی در جهت عکس حرکت می کند ولی ما جهت عکس در همان ابتدا منظورمان نیست، منظور یک جهت دیگر است غیر از جهت اولیه)

تنش پسماند به نابجایی کمک می کند که در جهت تنش اعمالی حرکت کند. یعنی تنش پسماند اگر به تنهایی می توانست نابجایی را حرکت دهد، آن را حرکت می داد تا اینکه برگشت الاستیک کند و وقتی برگشت الاستیک تمام شد تنش پسماند نمی تواند نابجایی را حرکت دهد. یعنی یک تنش نابرجاست با اعمال کنیم نابجایی در جهت عکس حرکت کند.

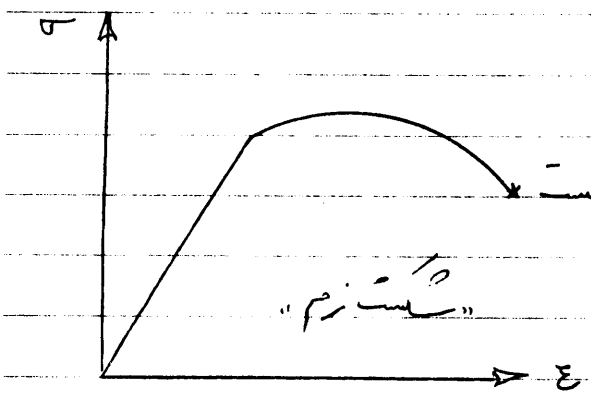
"مقدمه ای بر شکست"

وقتی منحنی تنش-کرنش را در نظر می گیریم، در یک تنش جسم می شکند و جست تغییر شکل پلاستیک قبل از شکست نمی توانیم این شکست ها را تقسیم بندی کنیم. اگر قبل از شکست جسم تغییر شکل خوبی داشته باشد، به شکست آن "شکست نرم" می گویند.



اگر قبل از شکست جسم هیچ تغییر شکل پلاستیکی نداشته باشد آن "شکست ترد" می گویند.

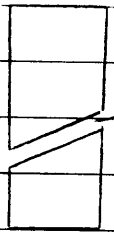
در شکست نرم چون تغییر شکل پلاستیک داریم، معمولاً قابل پیش بینی است. یعنی جسم دیگر چقدر می شود و بالاخره می شکند، یعنی جسم قبل از شکست تغییر شکل ظاهری قبل از شکست پیدا می کند و بعد می شکند.



اما در شکست ترد، تغییر شکل ظاهری نداریم چون در محدوده الاستیک است. بنابراین یک شکست ناگهانی است می تواند بسیار خطرناک و فاجعه آفرین باشد چون قابل پیش بینی نیست. به همین علت روی شکست ترد خیلی کار شده است.

Sadeh

وقتی یک جسم تحت تنش قرار می‌گیرد، انرژی در آن ذخیره می‌شود. این انرژی ذخیره شده به صورت کرنش الاستیک نامیده می‌شود. این انرژی ذخیره شده به صورت کرنش الاستیک نامیده می‌شود. این انرژی ذخیره شده به صورت کرنش الاستیک نامیده می‌شود.

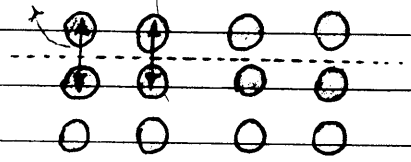


سطح شکست می‌تواند به صورت‌های مختلف باشد.

اوریب، صاف، شکست نرم، شکست ترد و غیره.

وقتی که می‌خواهیم این است که نیروی که وارد می‌کنیم جسم دچار آن شکست می‌شود، آیا این نیرو در شکست ترد قابل پیش‌بینی است یا نه.

اگر یک جسم بلوری را در نظر بگیریم و وقتی این جسم می‌شکند یعنی اینکه اتم‌ها از هم جدا می‌شوند. ما می‌توانیم نیرویی که باز می‌کند تا این دو اتم بلوری را از هم جدا کنیم محاسبه کنیم (همانطور که برای نمونه‌های ساده محاسبه کردیم) وقتی این نیرو محاسبه کردیم آن را به نیروی لازم برای شکست عملی تقسیم می‌کنیم بعدی بینیم که آیا از محاسبات نظری حساب کردیم خیلی با است یا خیلی کم است. اگر خیلی کم است از شدت‌تری است که به صورت نظری حساب کردیم. نهایتاً سعی می‌کنیم توجیهی برای آن پیدا کنیم.



۸۴،۹،۸

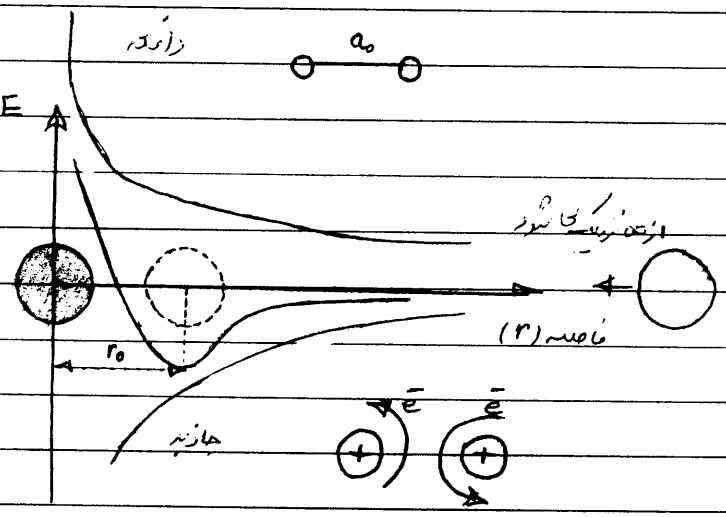
«جلسه دهم»

«شکست ترد»

(Brittle Eracture)

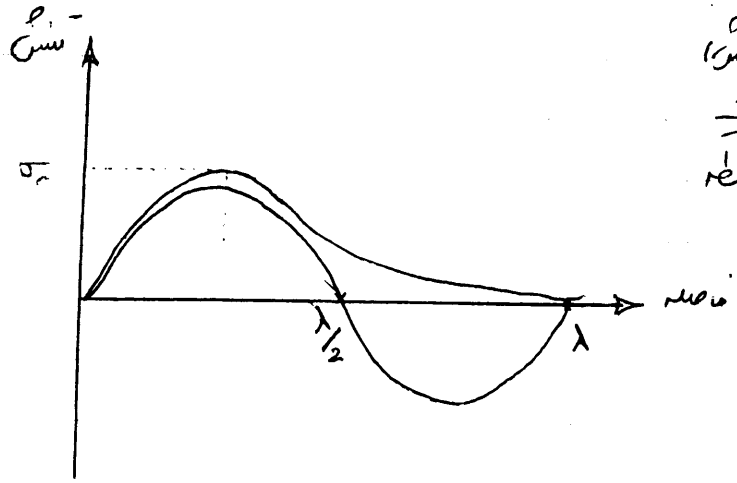
تنش چسبندگی نظری (σ_{th}):

تنش لازم برای جدا کردن دو اتم بلور است که با هم پیوند برقرار کرده‌اند. ما فرض می‌کنیم از لحاظ نظری انرژی شکست نظری برای جدا کردن این دو اتم چقدر است و این تنش چسبندگی نظری را حساب کرد.



s.a.m

در هر شبکه بلوری یک یا چند شبکه داریم (a_0). ما دانیم a_0 یا فاصله اتم‌ها در بلور همیشه ثابت نیست، بلکه محل تعادل رسیدن نیروهای جاذبه آن ساختار اتمی است. اگر سیستمی را در نظر بگیریم که فقط شامل دو اتم است و نمودار انرژی‌ها برحسب فاصله این دو اتم رسم کنیم به دیاگرام صفحه قبل می‌رسیم. به این صورت عمل می‌کنیم یک اتم را در مبدأ در نظر می‌گیریم و اتم دیگر را از فاصله بی‌نهایت به آن نزدیک می‌کنیم. در این سیستم هر اتم هم بار مثبت دارد و هم بار منفی. وقتی به هم نزدیک می‌شوند نیروی جاذبه بین هسته یک اتم با الکترون‌های اتم دیگر وجود دارد و یک نیروی دافعه بین دو هسته و الکترون‌های دو اتم. انرژی جاذبه و دافعه را به صورت شماتیک رسم می‌کنیم. مجموع این دو انرژی جاذبه و دافعه در یک فاصله r_0 از یک Min می‌گذرد. جایی که مجموع این دو انرژی Min است یعنی نیروی بین دو اتم صفر است. بنابراین a_0 در شبکه بلوری به این روش تعیین می‌شود، یعنی جایی که این اتم‌ها دیگر هیچ نیروی به هم وارد نمی‌کنند



حالا یک منحنی برای جدایی دو اتم رسم می‌کنیم. ابتدا نیرو (تنش) برحسب فاصله رسم می‌کنیم. می‌بینیم که حداکثر تنش از یک Max می‌گذرد و بعد به سمت صفر می‌رود. تنش متناظر با این نقطه را σ_c می‌نامیم، یعنی Max تنشی که باید به دو اتم وارد کنیم تا از هم جدا شوند.

در اینجا فرض می‌کنیم که این تنش یا نیرویی که وارد یک نیروی شناور است. یعنی نسبت دو به این تنش بخشی از یک تابع سینوسی است. اگر فاصله را x بگیریم می‌توانیم بنویسیم:

از Sin را با کسان برابر بگیریم (چون کسان کوچک است):

تغییرات σ را نسبت به فاصله می‌توانیم به دست آوریم.

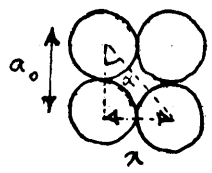
$$\sigma = \sigma_c \sin\frac{2\pi x}{\lambda}$$

$$\sigma = \sigma_c \frac{2\pi x}{\lambda}$$

$$\frac{d\sigma}{dx} = \frac{2\pi\sigma_c}{\lambda}$$

از طرفی در محدوده الاستیک هوک یعنی $\sigma = E\varepsilon$ است

$$\begin{cases} \sigma = E\varepsilon \\ \varepsilon = \dfrac{x}{a_0} \end{cases}$$



از طرف دیگر می‌توانیم فرض کنیم $\varepsilon = \frac{x}{a_0}$ است.

$$\sigma = E\frac{x}{a_0} \Rightarrow \frac{d\sigma}{dx} = \frac{E}{a_0}$$

چون از یک اتم به اندازه x به σ می‌رود $\tan\alpha = \frac{x}{a_0}$

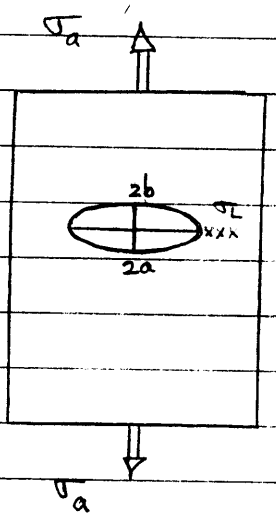
$$\frac{2\pi\sigma_c}{\lambda} = \frac{E}{a_0}$$

از طرف دیگر می‌توانیم λ را برحسب a_0 حساب کنیم

می‌توانیم $\lambda = a_0$ یا $\lambda = 2a_0$

$$\begin{cases} \lambda = a_0 \\ \sigma_c = \dfrac{E}{2\pi} \end{cases} \qquad \begin{cases} \lambda = 2a_0 \\ \sigma_c = \dfrac{E}{\pi} \end{cases}$$

وقتی نیرو کم است به صورت تنش‌های بسیار زیاد ($\frac{E}{\pi}$ تا $\frac{E}{2\pi}$)
یعنی تنش جسم شروع به تغییر شکل می‌کند این تنش را تنش اصلی می‌نامیم (تنش اصلی لازم است)
این روش‌ها می‌توانیم با روش‌هایی که برای جلوگیری از این تنش‌ها در نظر گرفته‌ایم مثلاً کنیم. یعنی تنش‌ها را برای برطرف کردن آن‌ها
توضیح داده لازم بود که مقدار بسیار زیادی بود. این تنش تئوری در نظر گرفته شده بود. هر چند این مقدار بسیار کم
است اما وجود دارد و به ما نشان می‌دهد.
وقتی یک نیرو با دقت کشش تولید می‌کنیم در یک تنش مثل σ_F (تنش شکست) می‌شکند این σ_F خیلی
کوچکتر از σ_t است که حساب کردیم یعنی تنش شکست از تنش تئوری خیلی کمتر است. بنابراین ما در مثال
توضیح دادیم این مطلب را داشتیم
$\sigma_F \ll \sigma_t$
یعنی چرا تنش ظاهری شکست از تنش تئوری آن خیلی کمتر است؟
چون شما برای یک نقص بسیار کوچکی در نظر گرفتیم آن را تنش تئوری برای تغییر شکل در واقع نیرو می‌دهیم
چون شما برای حدود $\frac{E}{16}$ تا $\frac{E}{20}$ بود که تنش بسیار زیاد بود در حالی که در واقعیت این تغییر شکل خیلی کوچک و تنش‌های
کمتر آن هم می‌شود. بعد دیدیم وجود نقص‌هایی باعث می‌شود خیلی راحت‌تر و زودتر هم بشکند یعنی تنش لازم برای
تغییر شکل در واقع نیرو حدود $\frac{E}{1000}$ بود.



« تأثیر تمرکز تنش »
ماده‌ای که شکست ترد دارد تأثیر تمرکز تنش تعریف می‌کنیم.
در این صورت که جسم ترد را در نظر می‌گیریم.
در داخل این جسم ترد یک حفره بیضی شکل به وجود می‌آوریم
که قطر بزرگ این بیضی $2a$ و قطر کوچک آن $2b$ فرض کرده بود.
این جسم را تحت تأثیر تنش اعمالی σ_a قرار می‌دهیم
تنش که در نتیجه این بیضی بر سر جسم احساس می‌شود
خیلی بیشتر از تنش اعمال شده است.
یعنی تنش که ما اعمال می‌کنیم در انتهای قطر بزرگ بیضی به دلایلی
بیشتر می‌شود. یعنی:

$$\sigma_L = \sigma_a\left(1+\frac{2a}{b}\right)$$

σ_L تنش موضعی (Local) است در نزدیکی انتهای قطر بزرگ بیضی
σ_a تنش اعمالی (applied) است
a: نصف قطر بزرگ بیضی
b: نصف قطر کوچک بیضی
این تئوری به ما می‌گوید تنش در انتهای قطر بزرگ بیضی چندین برابر تنش اعمالی است ($a>b$)

$\rho = \frac{b^2}{a}$

ρ: شعاع انحنای قطر بزرگ بیضی
(انتهایی)

s.a.m

$b = \sqrt{a\rho}$

می خواهیم طول ترک را حذف کنیم:

ضریب $(1+2\sqrt{\frac{a}{\rho}})$ فاکتور تراکم تنش می گویند

$$\sigma_L = \sigma_a\left(1+\frac{2a}{\sqrt{a\rho}}\right) = \sigma_a\left(1+2\sqrt{\frac{a}{\rho}}\right)$$

یعنی اینکه وقتی یک حفره بیضی شکل درون یک جسم وجود دارد در انتهای قطر بزرگ آن تنش اعمالی در یک فاکتور ضرب می شود.

$$\text{فاکتور تراکم تنش} = \left(1+2\sqrt{\frac{a}{\rho}}\right)$$

یعنی در هر حالت $\sigma_L > \sigma_a$.

در لحظه شکست تنش را نیز به این صورت تغییر می کند:

$$\text{لحظه شکست: } \sigma_c = \sigma_F\left(1+2\sqrt{\frac{a}{\rho}}\right)$$

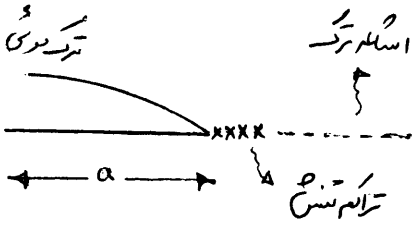
چون در لحظه شکست تنش که ما اعمال می کنیم همان تنش شکست است ($\sigma_a = \sigma_F$).

لحظه شکست ضریب ما (فاکتور تراکم تنش) به قدری بزرگ می شود که اگر تنش اعمالی ضرب شود همان تنش σ_c را برای ما ایجاد خواهد کرد (تنش جسم تسلیم می دهد)

حالا چرا درون جسم بیضی در نظر گرفتیم؟

زیرا درون جسم ترک های موئی وجود دارد که این ترک های موئی تنش همان بیضی را در درون جسم دارند. پس این ترک می توانیم a در نظر بگیریم[1].

در این حالت وقتی تنش اعمال می کنیم در انتهای ترک موئی تراکم تنش



بوجود می آید و وقتی تراکم تنش ایجاد شد ترک شروع می کند به اشاعه پیدا کردن و جسم می شکند.

همانطور که در تغییر شکل پلاستیک، با جابجایی ها تغییر شکل (لغزش) را آسان می کردند، در شکست هم ترک ها شکست را آسان می کنند.

اگر بخواهیم رابطه را مجدداً در نظر بگیریم و ترک ما یک ترک موئی باشد:

$$\sigma_c = \sigma_F\left(1+2\sqrt{\frac{a}{\rho}}\right)$$

چون ρ برای ترک موئی خیلی کوچک است، $\frac{a}{\rho}$ عدد خیلی بزرگی می شود و می توانیم از عدد 1 صرف نظر کنیم. بنابراین:

$$\sigma_c = \sigma_F\left(2\sqrt{\frac{a}{\rho}}\right)$$

پس رابطه تنش شکست با a (طول ترک) و ρ (شعاع انحنای انتهای ترک) بدست می آید:

$$\sigma_F = \sigma_c \times \frac{1}{2}\sqrt{\frac{\rho}{a}}$$

- اگر ρ کاهش پیدا کند، σ_F کاهش می یابد (جسم زودتر می شکند)
- اگر a افزایش پیدا کند، σ_F کاهش می یابد (جسم زودتر می شکند)

یعنی اینکه هرچه ترک تیزتر باشد (شعاع انحنا کم) جرم زودتر می شکند و هرچقدر طول ترک بزرگتر باشد جسم زودتر می شکند.

پس ترک های بزرگ تر قدرت بیشتری دارند و تراکم تنش در آن ها بیشتر است.

مثلاً اگر ترک های ایجاد شده در شیشه را در نظر بگیریم با کوچکترین نیروی، ترک ها اشاعه پیدا می کنند و حرکت می کنند.

منظور از اشاعه ترک جدایش دو سطح است. یعنی وقتی ترک اشاعه پیدا می کند، جدایش دو سطح ادامه پیدا می کند.

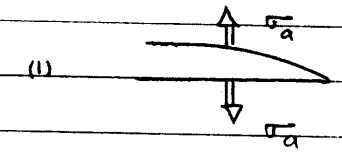
مثلاً در شیشه اگر ترک اشاعه پیدا کند نهایتاً شیشه دو تکه می شود.

---

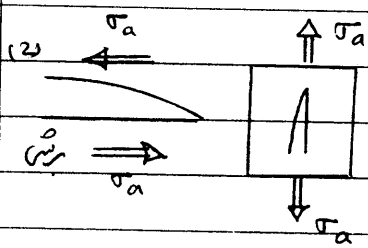
(1) یک a و یک شعاع انحنا

ما در اینجا بیشتر با حرکت‌هایی سروکار داریم که در جهت عمود بر سطح ترک (یعنی اعمال کردن تنش عمود بر طول ترک)
اما در درون جسم ترک‌هایی را می‌بینیم که در جاهای مختلف با تنش‌های متفاوتی روبرو هستند. برای آوردن آن تفاوت‌ها
ابتدا سه حالت را بررسی می‌کنیم:

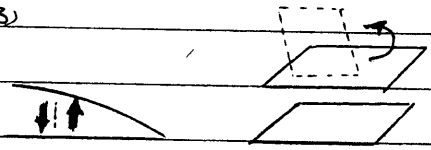
1- جهت اعمال تنش عمود بر طول ترک باشد. در این حالت ترک را ناصیه‌ی بین دو صفحه جدا شده در نظر می‌گیریم. تنش
برای از هم جدا کردن این دو صفحه از هم کمک می‌کند. (زیاد)
در این حالت تنش بازکننده ترک نامیده می‌شود.



2- تنش را اعمال می‌کنیم در جهت طول ترک،
تنش برشی است. در این حالت دو سطح جدا شده
با این تنش‌ها خواهند روی هم بلغزند. در این حالت
هم تنش است که پیدایش ترک را بهتر می‌کند.



3- تنش برشی در جهت موازی با ترک اعمال شود
این تنش‌ها خواهند در سطح رو به رو جسم را بکشند.
در این حالت هم ترک است که پیدا خواهد کرد.



به هر سه حالت تنش اسم مد خواهد کرد. اگر ترک تنش‌های ترکیبی از این سه را داشته باشد، باز این روش
جسم نیز وارد می‌کنیم، وقتی که مستقل تنش‌ها، هر کدام از این سه تنش اولیه را کنش‌های متناظر جسم می‌کشد،
بحرانی‌ترین حالت، حالت (1) است، و همه حالت‌ها با ضریب σ_a به خواهد رفت
بنابراین بدترین تنش تنشی است که ظاهری از تنش‌های قبلی است به دلیل وجود ترک‌ها می‌توان در داخل جسم

«شکست‌های خارجی شروع شده»
منظور از شکست اینجا شکست ترد یا شکست غیر ترد است.

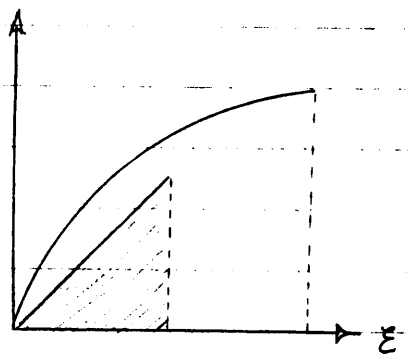
(1) دما (T):
هر چه دمای آزمایش پایین‌تر باشد شکست ترد‌تر است.

(2) وجود شیار:
نمونه‌های شیاردار تردتری شکنند. در آزمایش ضربه هم با روی نمونه شیار ایجاد می‌کنیم تا ترد‌تر شکند

(3) سرعت اعمال تنش (سرعت بارگذاری)
هر چه سرعت اعمال تنش $\frac{d\sigma}{dt}$ بیشتر باشد، شکست ترد‌تر است. وقتی نیرو به صورت سریع اعمال شود
شکست ترد‌تر خواهد بود

s.a.m

وقتی ولتاژ بالایی بر یک مقدار انرژی گرمایی به سیستم منتقل می‌شود و این مقدار انرژی به انرژی تنش اضافه می‌شود اگر جسم ما کاملاً تردنباشد و در آن یک ترک وجود داشته باشد، در اثر اعمال تنش در انتهای ترک یک تراکم تنش بوجود می‌آید و این تراکم تنش باعث بوجود آمدن یک تغییر شکل پلاستیک در آن نقطه می‌شود. وقتی منطقه تغییر شکل یافته بوجود می‌آید خود بخود ترک حرکت کردن ترک جبران می‌کند. حداقل وقتی دما پایین است، تغییر شکل پلاستیک بوجود نمی‌آید و صفر تردی حفظ می‌شود. اما وقتی دما بالا است در این انرژی به تغییر شکل پلاستیک کمک می‌کند و منطقه تغییر شکل یافته جبران می‌کند لذا حرکت ترک راشاعه آن سخت می‌شود.



"انرژی شکست"

آزمایش ε-σ که در نظر بگیرم سطح زیر این منحنی متناسب با میزان انرژی است که در حال شکست یک ماده صرف شده البته تمام این انرژی صرف جدا شدن جسم نمی‌شود. در شکست تردد تنش زیادی در این انرژی صرف تغییر شکل پلاستیک نوک ترک جسم می‌شود و این انرژی صرف تغییر شکل پلاستیک نمی‌شود و فقط تغییر شکل یافته جبران می‌کند لذا حرکت ترک راشاعه آن سخت می‌شود.

هر چقدر انرژی شکست بیشتر باشد آن جسم چقرتر است.

در اینجا نمی‌گوییم جسم نرم‌تر است بلکه می‌گوییم جسم چقرتر است. چقرتی (toughness) در مقابل تردی (Brittleness) بکار برده می‌شود. پس هر چقدر انرژی کمتر باشد جسم تردتر است و هر چقدر بیشتر باشد جسم چقرتر است. پس می‌توانیم اجسام را با توجه به میزان انرژی ای که برای شکست آن‌ها صرف می‌شود را بتوانیم طبقه‌بندی کنیم.

اجسام در ارتباط با نحوه شکست:

(1) اجسام کاملاً تردد:

این اجسام toughness خیلی کمتری دارند و هیچ تغییر شکل پلاستیکی قبل از شکست در آن‌ها انجام نمی‌شود. یا این اجسام آمورف هستند و در آن‌ها مفهوم نابجایی معنی ندارد و یا اینکه نابجایی در آن‌ها وجود دارد اما نمی‌تواند حرکت کند. این مواد مثل شیشه یا اغلب سرامیک‌ها.

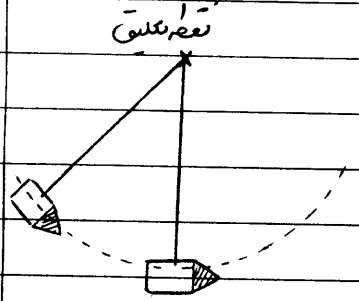
(2) اجسام نیمه تردد:

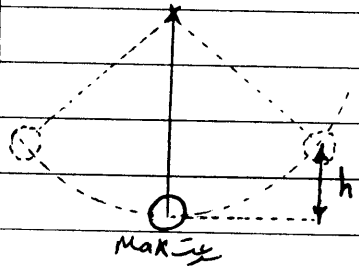
میزان تغییر شکل پلاستیک قبل از شکست در آن‌ها زیاد نیست. در این اجسام نابجایی وجود دارد و می‌تواند حرکت کند اما حرکت آن‌ها کم است مانند اجسام با شبکه B.C.C

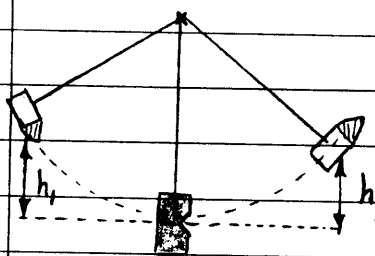
(3) اجسام غیر تردد:

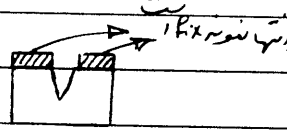
میزان تغییر شکل پلاستیک قبل از شکست در آن‌ها خوب است و حرکت نابجایی‌ها در آن‌ها زیاد است مثل F.C.C ها.

می‌بینیم که طبقه‌بندی ما در اینجا بر حسب میزان تغییر شکل پلاستیک است. در تغییر شکل پلاستیک انرژی در جسم ذخیره می‌شود بنابراین طبقه‌بندی ما بر اساس انرژی است. وقتی جسمی تغییر شکل پلاستیک زیادی دارد


نقطه تعلیق

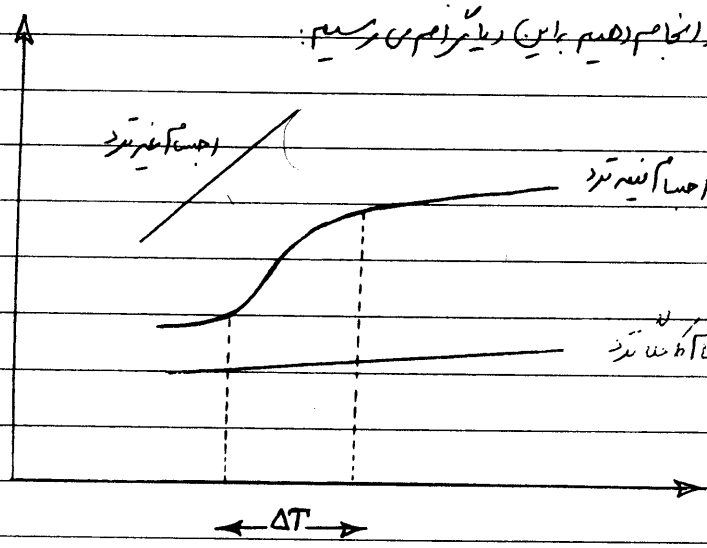

h
Max سرعت


h1
h2


Fix تکیه گاه
s.a.m

که آزمایش ضربه نیست ولی هم شکننده و خیلی با انرژی کم (در حدود ۱ ژول) باز هم آزمایش ضربه است.
مقدار $mg(h_1-h_2)$ میزان انرژی لازم برای شکست را می‌تواند باشد. این یک آزمایش ساده است و چون جسم ضخیم
دارد این مقدار انرژی با toughness نسبتی دارد ولی معیاری از انرژی شکست است که می‌تواند برای مقایسه
مواد مورد استفاده قرار گیرد.

اگر یک نمودار کلی از انرژی صرف شده در حین شکست بر حسب دما نشان دهیم برای
اجسام ترد، نیمه ترد و غیر ترد این کار را انجام دهیم با این دیاگرام مواجه می‌شویم:



(بطور کلی شکست)
جسم کاملاً ترد انرژی
کمی دارد. با افزایش
دما انرژی آن افزایش
می‌یابد (نه خیلی زیاد)
اجسام غیر ترد مثل fcc
انرژی بالایی دارند و دما
هم انرژی آن را بالاتر
می‌برد یعنی شکل‌پذیری Al
با تغییر شکل زیاد هم بسیار
بالا تر خیلی بالاتر تغییر شکل می‌دهد. یعنی با افزایش دما toughness آن‌ها افزایش می‌یابد.
اما اجسام نیمه ترد رفتار غیر عادی دارند. در دمای پایین toughness کمی دارند و در دمای بالا toughness بالایی دارند
وقتی دما پایین است بصورت ترد شکسته و وقتی دما بالا رفت محدوده‌ای مثل ΔT بالاتری پیدا می‌کند
که در آن شکست بصورت نرم می‌شکند. یعنی یک محدوده‌ای وجود دارد که این مواد از ترد به نرم تبدیل می‌شوند.
این محدوده دما را دمای انتقال (Transition Temprature) می‌نامند. یعنی انتقال از ترد به غیر ترد.
برای اجسام نیمه ترد این دمای انتقال خیلی مهم است. بطوری که بتوان آن را قطعه‌ای بصورت ترد شکست
یا نه خیلی مواقف باشیم چون ممکن است فاجعه‌آمیز شود. یعنی طراحی‌ها دقت است این مسئله تقریباً
می‌شود که بصورت $\sigma_F = \sigma_{ys} \frac{1}{c\sqrt{a}}$ اندازه ترک a را Detect می‌کنند (در جاهایی که خیلی مهم است)
یعنی قطعه تقریباً تسلیم می‌شود که ابعاد متوسط ترک‌ها شکل گرفته است. یعنی ابعاد از یک حدی بزرگتر نباشد بیشتر
باشد حتماً قطعه می‌شکند. پس ما باید دقت کنیم که آیا جسم ما بصورت ترد می‌شکند یا غیر ترد.
اگر بصورت ترد می‌شکند باید خیلی دقت کنیم. اما اگر بصورت نرم شکست خیلی نیازمند دقت نداریم. چون
ظاهر قطعه نشان می‌دهد که تاردی می‌شکند. بنابراین بحث دمای انتقال خیلی مهم است و آن
یک آزمایش خراش (Sharping) برای ما بسیار کاربرد است نمونه‌ها را تهیه کنیم و در دماهای مختلف
زیر ضربه قرار دهیم. این آزمایش در عین سادگی نتایج مهمی را بدست می‌دهد. هر چند یک آزمایش خراب
است.

s.a.m

۸۴/۹/۱۵ «جلسه نوزدهم»

مکانیزم‌های شکست از نقص میکروسکوپی:

اصطکاک مرسوم تقسیم کردیم: اصطکاک ترد، نیمه‌ترد و نیمه‌نرد.

نقطه اصلی شکست عبور ترک‌های موئی از داخل عرض آن هاست. براحتی ترک نسبت کمتری عبور ساختاری وجود دارد مثل همان ترک‌های موئی، ذره‌ها و حباب‌ها نمی‌توانند شکست را شکنند یعنی شکل ذره‌های مشروط نمی‌توانند شکست بشکنند. در این اجسام چون تغییر شکل پلاستیک نداریم، وقتی ترک عبور می‌کند جسم سریع می‌شکند.

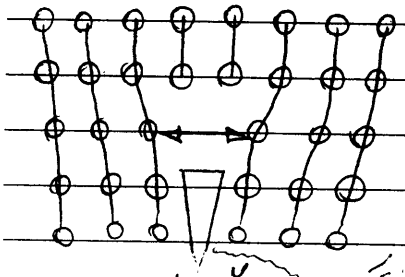
در اجسام نیمه‌ترد و نیمه‌نرد ترک‌های موئی می‌توانند وجود داشته باشند، اما اولاً: اصطکاک ترک بیشتر است. بنابراین تغییر شکل جسم داریم و ثانیاً هر وقت که ترک موئی با ناخالصی برخورد می‌کند یک منطقه تغییر شکل پلاستیک ایجاد می‌شود. برای اینکه ترک انتشار پیدا کند باید بتواند منطقه تغییر شکل پلاستیک را پشت سر خود ایجاد کند. این ویژگی را می‌گوئیم toughness یعنی هر چقدر بنابراین تغییر شکل پلاستیک بیشتر باشد مقاومت ترک بیشتر می‌شود. toughness یا مقاومتی دارند که ترک‌های موئی را متوقف می‌کنند. بنابراین تغییر شکل پلاستیک می‌تواند مکانیزم مهمی باشد که جلوی انتشار ترک را بگیرد. هر چه منطقه تغییر شکل پلاستیک بزرگتر باشد شکست مقاوم‌تر است.

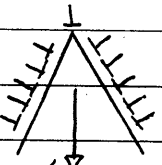
دومین اثر عبور ترک روی خواص ذاتی جسم هم دارد. یعنی در اجسام نیمه‌ترد بنابراین تغییر شکل پلاستیک میزان مقاومت ذاتی جسم را برای شکست افزایش می‌دهد.

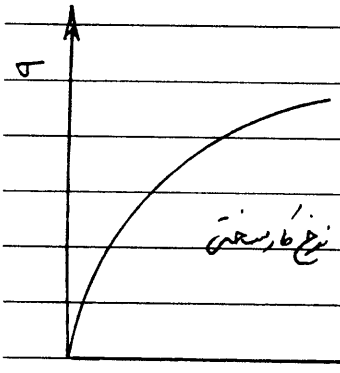
شکل بعدی را اجسام نیمه‌ترد وجود دارد و آن هم حرکت نابجایی‌هاست. در اجسام نیمه‌ترد منطقه تغییر شکل داریم که نابجایی‌ها حرکت می‌کنند. برخی نابجایی‌ها عبور می‌کنند و نابجایی‌های موازی هم تولید می‌شوند. مثل منبع Frank Read

حرکت نابجایی‌ها در این حالت است که نابجایی‌ها هم‌علامت همدیگر را دفع می‌کنند. بنابراین یک سری نابجایی‌ها وجود دارد و یک میدان تنش وجود دارد و این تنش تعداد نابجایی‌های انباشته شده را کم می‌کند. بنابراین مکانیزم بزرگ شدن ترک در این حالت است که از ادغام چند نابجایی یک نابجایی بزرگ (و مقاوم‌تر) بوجود می‌آید و این نابجایی بزرگ می‌تواند شدت تنش ترک را کم کند.

s.a.m





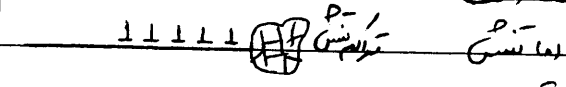


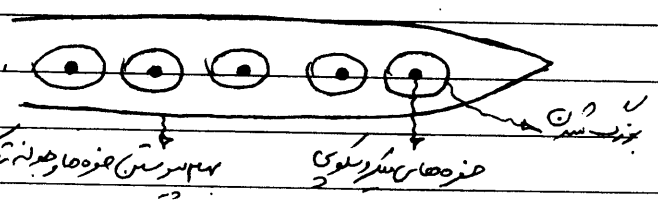
s.a.m

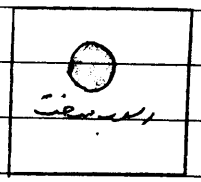
و تأثیرهای وجود دارد که انتهای آن‌ها تراکم نسبی بوجود آمده و اما تغییر شکل پلاستیک هم زیاد انجام می‌شود. یعنی
شکل موج تغییر شکل پلاستیک زیادی داریم. یعنی دوسیکل
شبیه جایی که اینجا شکل موج مانع و تراکم نسبی بوجود آمده. اما تنش
لازم برای چنین تغییر شکل پلاستیک بزرگی کفر می‌است. پس اصطکاک در این
تراکم نسبی مربوط به اصطکاک ذرات است نه از انعطاف تغییر شکل پلاستیک جسم
خیلی کم است به جایی که به اصطکاک غیر در این تراکم نسبی افزایش سرانی کند
برای اینکه ادامه تغییر شکل پلاستیک جسم خیلی راحت باشد. یعنی در اصطکاک
غیر شدید و تغییر شکل پلاستیک Rate خیلی حساس نیست تنش زیاد باشد اما تأثیر زمان کرنش‌های خیلی زیاد را می‌توانند
حرکت کنند تغییر شکل بوجود آورند در این تراکم نسبی شکست نمی‌شود. چون جسم با تسلیم است سن‌ونانی
پلاستیکی است. تنش خیلی بوجود آمده می‌آید حرکت نابجایی‌ها بسیار کند و با شکست و تنش مربوط افزایش یابد و تغییر
شکل پلاستیک انجام نشود. بنابراین در اجسام غیر شدید حرکت اصطکاکی اجسام نیمه شدید چون
تغییر شکل پلاستیک بقدر کافی وجود دارد. شدیدش یک عیب کفر می‌وجود داشته باشد یک حالت غیر عادی است.
در مورد اجسام غیر شدید یک مکانیزم دیگر وجود دارد:

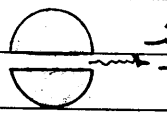
یکی از مکانیزم‌های که هست اجسام غیر شدید می‌توان نام برد وجود حفره‌های میکروسکوپی با ابعاد زیاد هاست
و شدید شدن حفره‌ها و بهم پیوستن حفره‌ها و نهایتاً شکل شدن. یعنی در اینجا حفره‌ها شدید
مکانیزم دیگری دارد در اجسام مختلف دارد:

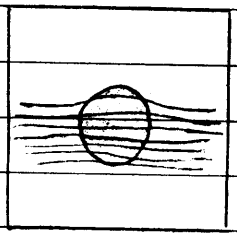
حفره‌های میکروسکوپی یا وجود دارند یا بوجود می‌آیند
بعد شدید می‌شوند و بهم می‌پیوندند.
نهایتاً شکل می‌گیرد و ادامه تغییر شکل می‌دهد
در واقع یک سیستم بوجود می‌آید حفره‌های
میکروسکوپی می‌توانند شروع نابجایی‌ها بوجود آیند.
با اینکه جسم رسوبات شدید وجود دارد و حتی
تغییر شکل پلاستیک را کم می‌کند. زیرا تغییر شکل خوبی
می‌خواهد ولی رسوبات تغییر شکل نمی‌دهد یک عدم
انطباق تغییر شکل پلاستیک در این ناحیه بوجود می‌آید
که تراکم تنش ایجاد می‌شود و شدیدتر با بهم پیوستن حفره‌ها شکست بوجود می‌آید
یعنی در اینجا شکست رسوبات شدید حفره‌های میکروسکوپی می‌توانند بوجود آیند.
با اینکه شکست رسوبات شدید نداریم. وقتی تغییر شکل می‌دهیم
حرکت نابجایی‌ها در داخل رسوب کنترل می‌شود چون در داخل رسوب
یک میدان کرنش وجود دارد و شدت رسوبات بهم این یک
تراکم کرنش ایجاد می‌کند. ممکن است حالتی بوجود
آید که این رسوب بیشتر خرد شود از بقیه.











رسوب سخت نابجایی

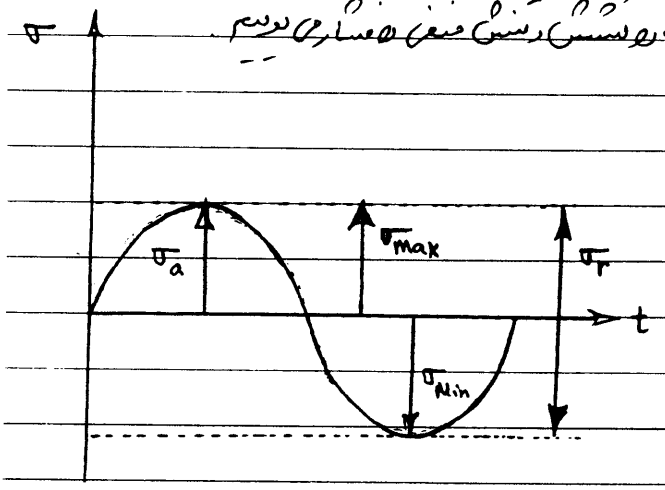
s.a.m

در بررسی رفتار فلزات در برابر نیروهای خارجی دیدیم که فلزات در اثر اعمال نیرو تغییر شکل می‌دهند و این تغییر شکل دائمی است. بنابراین اگر قطعه‌ای تحت تنش‌های کمتر از تنش تسلیم خود قرار گیرد، تغییر شکل دائمی در آن ایجاد نمی‌شود. اما اگر این قطعه تحت تنش‌های متناوب و تکراری قرار گیرد، ممکن است پس از تعداد دفعات کافی دچار شکست شود. این نوع شکست را خستگی می‌نامند.

"Fatigue"

(خستگی فلزات)

اصولاً وقتی جسمی تحت تأثیر تنش‌های متناوب قرار می‌گیرد، هر چند این تنش‌ها از تنش لازم برای شکست جسم باشد، به مرور زمان جسم می‌شکند. این تنش‌ها معمولاً خیلی کمتر از تنش شکست جسم هستند. به نوع شکست، شکست بر اثر خستگی می‌گویند. شکست بر اثر خستگی یک شکست تابع زمان است زیرا هر تناوب اعمال می‌شود. این شکست بستگی به میزان تنش و فرکانس نوسان و ... دارد. وقتی راجع به تناوب صحبت می‌کنیم بیشتر تنش‌های سینوسی به ذهن می‌آید. البته در واقع تنش تنش سینوسی نیست. مثلاً در ترمز تنش می‌تواند نوع پله‌ای شود و مقدار تنش هیچ سینوسی ندارد. بنابراین تنش هم می‌تواند خستگی شود یعنی تغییر شکل از زمان می‌تواند خستگی بوجود آورد. البته خستگی در جاهایی که تنش ثابت و دائماً سرد و گرم می‌شود این سرد و گرم شدن و تغییر حجم می‌تواند یک تنش ایجاد کند که منجر به شکست بر اثر خستگی شود. اگر این تغییر حجم سرد و گرم شدن وجود نداشته باشد تنش ثابت تولید نمی‌شود.



ما معمولاً با تنش‌های سینوسی سروکار داریم. تنش ثابت و تنش متغیر همانطور که در شکل می‌بینید.

منظور از σ چیست؟ زمان را رسم می‌کنیم.

σ_a : Alternative تنش متناوب دائمه منظور Sin است

σ_{max} : Max تنش که در هر Period جسم تحمل می‌کند.

σ_{Min} : Min تنش که در هر Period جسم تحمل می‌کند

$\sigma_r = \sigma_{max} - \sigma_{Min}$ = Ranged stress : σ_r

یعنی دامنه Sin Peak - Peak منظور.

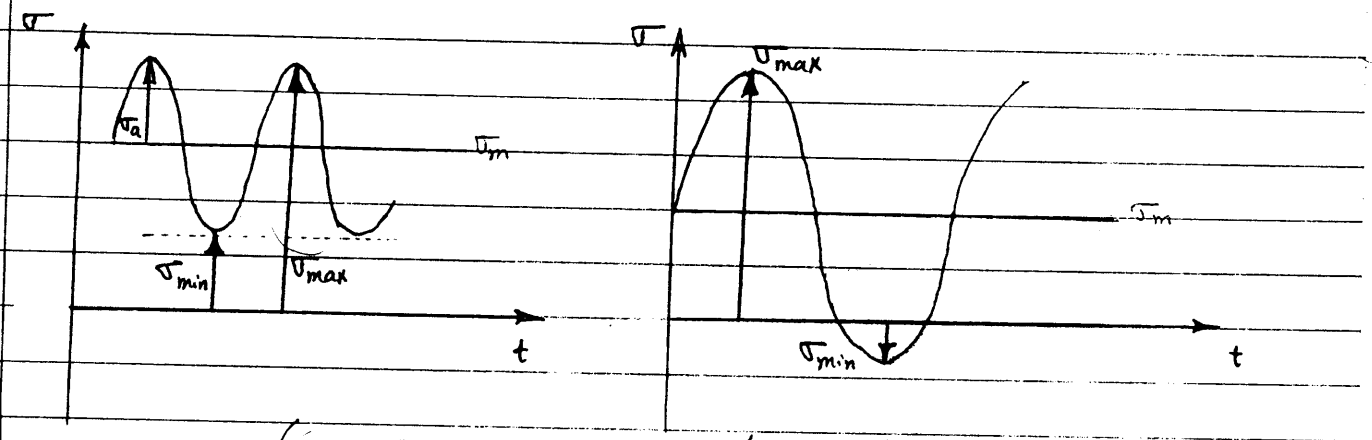
یا به عبارتی دامنه تنش است.

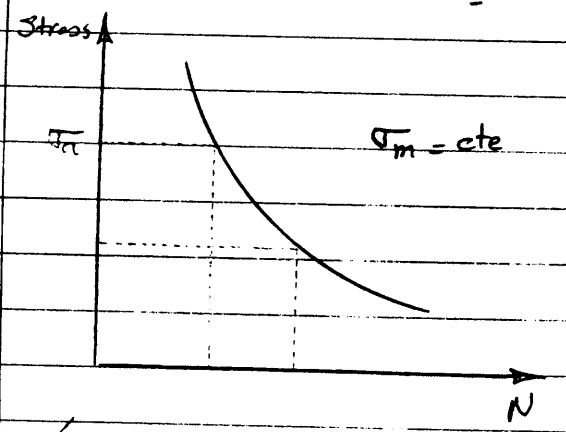
σ_m : تنش متوسط است $\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$

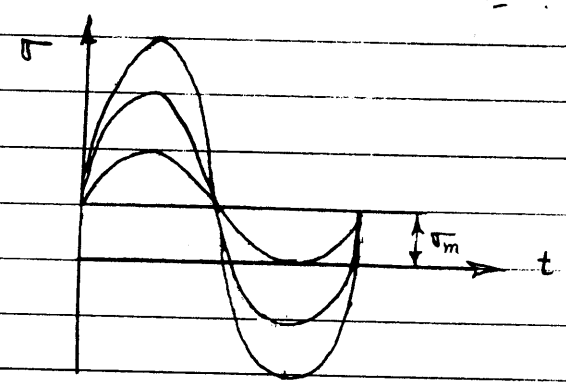
در اینجا σ_m صفر است. σ_a یا σ_{max} می‌تواند یکی باشد. این ساده‌ترین حالتی بود که در نظر گرفتیم. حالات دیگری می‌تواند وجود داشته باشد.

تنش اعمالی یا همیشه مثبت و منفی است. یا اعدادی که بین آن دارد. تنش Max همیشه مثبت صفر تنش می‌تواند منفی باشد. یا تنش alternative دامنه Sin است. تنش Min می‌تواند مثبت، صفر یا منفی باشد. تنش متوسط همیشه مثبت است (مگر Sin منفی)

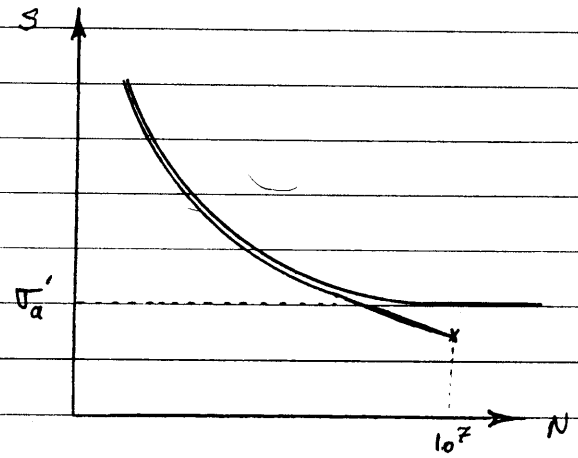
s.a.m







s.a.m

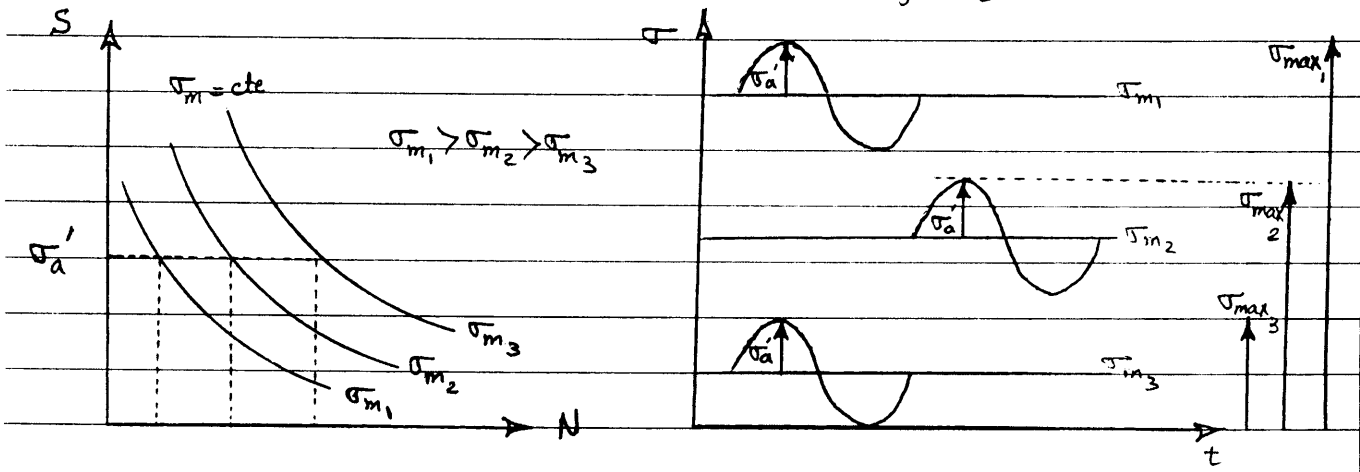


در غیر این صورت مقدار تنش alternative کم می شود، منحنی آن ها موازی محور N می شود. اگر عضو حالتی وجود داشته باشد که این σ_a عرضه تنش را ترسیم دو واقع عرضه تنش مقدار تنش alternative ای است که اگر میزان تنش از آن کمتر باشد عمر قطعه بی نهایت می شود. یعنی بیشتر قطعه فنی ساخته شده از فولادها عرضه تنش دارند بنابراین نرم افزارهای این عرضه تنش را نادیده می گیرند. مثل آلیاژهای غیرآهنی. بر این حالت یک نقطه را خودمان در نظر می گیریم تنش 10^7 یا 10^8. اگر قطعه ای بتواند 10^7 بار عملیات تنش را تحمل کند نرم افزار عرضه تنش بی نهایت است. این امر یک امر قراردادی است و برای این آلیاژها عرضه تنش در نظر گرفته می شود. عرضه هم تنش ها را هم ترسیم منحنی موازی محور N می شود.

برای ما منحنی ها برای یک تنش متوسط خاص رسم کردیم یعنی آن ها ثابت در نظر گرفتیم. می توانیم اثر تغییرات σ_m را هم بر منحنی های S-N نشان دهیم.

۱۴۰۹۰۲۷ «جلسه بیستم»

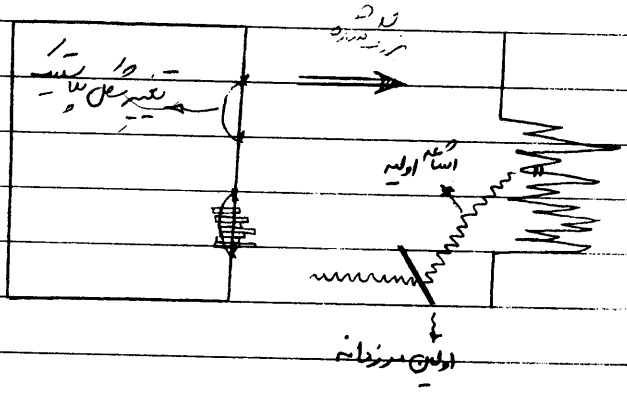
حالا می خواهیم اثر تغییرات σ_m را بررسی کنیم. منحنی S.N های σ_m های مختلف رسم می کنیم اعم از اینکه عرضه تنش دارند یا نه. سه منحنی برای σ_{m_1}، σ_{m_2} و σ_{m_3} رسم می کنیم. برای یک تنش alternative ثابت σ_a' عمر این سه نمونه



را با هم مقایسه می کنیم. کمترین عمر قطعه مربوط به σ_{m_1} است که بیشترین میزان تنش متوسط است یعنی $\sigma_{m_1} > \sigma_{m_2} > \sigma_{m_3}$ هرچه تنش متوسط بیشتر باشد عمر قطعه برای یک تنش alternative داده شده کمتر خواهد بود. یعنی قطعه زودتر می شکند. این مسئله واضح تر خواهد شد اگر منحنی تنش زمان این سه قطعه را هم رسم کنیم. مقدار σ_a' در هر سه حالت برابر است اما σ_m ها متفاوت است. اگر دقت کنیم مقدار σ_{max} برای سه نمونه متفاوت است بنابراین می توانیم هرچه مقدار σ_m برای یک تنش alternative ثابت بیشتر باشد، عمر قطعه کمتر است.

s.a.m

«مکانیزم شکست در خستگی»



شکست از سطح شروع می‌شود و یا از نزدیکی سطح.
در خستگی ما در نظر گرفتیم که وقت تأثیر تنش‌ها در cycle های تراکم و کشش است و این صورت شکست‌ها در نزدیکی سطح تغییر شکل پلاستیک انجام می‌شود. یعنی در اثر اعمال تنش alternative تغییر شکل‌های پلاستیک در سطح در اثر حرکت نابجایی‌ها بوجود می‌آید. اینجا تغییر شکل پلاستیک در اثر حرکت نابجایی‌ها بوجود می‌آید. یعنی وقتی نابجایی‌ها در سطح به برخورد می‌کنند و رشد یک ناصافی در سطح بوجود می‌آورند یعنی همان برجستگی‌ها و فرورفتگی‌ها. سطح ایجاد می‌شود و این سطح یک منطقه ناصاف بوجود می‌آورند. این منطقه ناصاف همان شیارهایی است که در شکل دیدیم. این منطقه تمرکز تنش بوجود می‌آورد. یکی از این ناصافی‌ها بصورت ترک عمل می‌کند. ترک شروع می‌شود و تا زاویه 45° نسبت به تنش alternative اعمال می‌کنیم، صورت می‌گیرد. اشاعه ترک ابتدا بدلیل تنش برشی و تقریباً تا اولین مرز دانه و تقریباً وقتی از اولین مرز دانه عبور می‌کند، سرعت اشاعه ترک زیاد می‌شود. یعنی مقدار ضخامت بدلیل اعمال تنش alternative ناصافی سطح بوجود می‌آید. بدلیل این ناصافی ترک جوانه می‌زند. بدلیل تمرکز تنش بدلیل‌های ترک، ترک اشاعه پیدا می‌کند (از زاویه 45° نسبت به تنش) تا اولین مرز دانه می‌رسد و از آن عبور می‌کند و سرعت اعمال تنش حرکت می‌کند و نهایتاً خسته می‌شود. در اثر تنش alternative اعمال می‌شود ترک یک مقدار حرکت می‌کند. هر بار که ترک حرکت می‌کند هم قابل مشاهده است. یعنی هر Period یک جای پا برای ترک وجود دارد. این مراحل را می‌توانیم لیست کنیم:

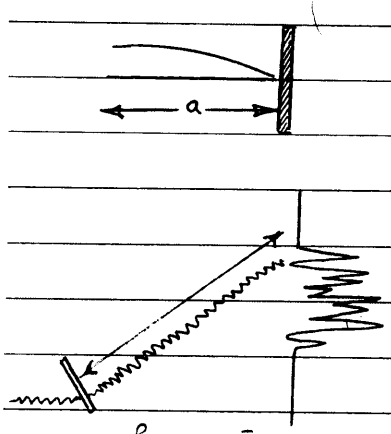
1- ایجاد ناصافی در روی سطح
2- جوانه زنی ترک در محل ناصافی‌ها
3- اشاعه ترک تا اولین مرز دانه
4- گذشتن ترک از مرز دانه
5- اشاعه ترک به طول جسم و شکست

اینها در اثر اعمال تنش آلترناتیو اضافه شدند. این مراحل متوقف می‌شوند. این مراحل را برای شکست جسم در اثر اعمال تنش متناوب توضیح دادیم. می‌توان گفت بیشتر زمان که طول می‌کشد جسم با نهایی می‌شود مربوط به مرحله اول است. یعنی زمان که طول می‌کشد ترک ناصافی ایجاد شود و سطح صیقلی می‌شود مربوط به مرحله اول است. مرحله دوم زمان کمی طول می‌کشد. مرحله سوم زمان کمی طول می‌کشد. مرحله چهارم زمان کمی طول می‌کشد. مرحله پنجم زمان کمی طول می‌کشد. مجموعاً اینها عمر قطعه است. البته ما گفتیم مرحله گذشتن از مرز دانه این علت است که مرز دانه می‌تواند عنوان یک مانع برای اشاعه ترک باشد. البته گفتیم مرحله دوم و سوم عمر را تشکیل می‌دهند در اثر اشاعه ترک. فرضیاتی که از این زمان‌ها یا چیزهایی که از آن‌ها طولانی‌تر کند، آن عامل مربوط‌اند بر این عمر قطعه مؤثر است یعنی سه مورد داریم که بر این عمر اثر می‌گذارد:

1- ناصافی سطح: اگر سطح خیلی صاف باشد زمان لازم برای ایجاد ناصافی و جوانه زنی ترک خیلی طولانی خواهد

s.a.m

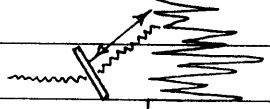
بود. چون ناصافی با بد اول ایجاد شود و بعد چون پدید می‌تواند شکل جدید ترک شود یعنی بدانیم که آن تراکم تنش
به وجود آید. اما اگر سطح ناصاف باشد خود شکل یک قدم جلوتر است برای ایجاد جدایی ترک.



اندازه دانه‌ها: وقتی یک ترک می‌خواهد از مرز دانه بلند رد، چون مرز دانه یک مانع است ترک سست مانع متوقف می‌شود در ابتدا، یعنی تراکم تنش باید به حدی برسد که ترک بتواند از آن عبور کند. اگر جسمی دانه‌های درشت‌تری داشته باشد و سرعت رشد آن ناصافی وجود دارد، وقتی ترک به مرز دانه می‌رسد ناصافی‌های طولانی‌تری وجود دارد چون دانه‌ها درشت‌ترند. وقتی به مرز می‌رسد بنابراین طول زیادی دارد.

«وقتی دانه‌ها درشتند»

اما اگر دانه‌ها خیلی کوچک باشند در این صورت وقتی ترک به مرز می‌رسد ناصافی‌های کوچکی وجود دارند چون دانه‌ها ریزند. یعنی سریعتر به مرز می‌رسد. در مورد ترک نشستیم اگر طول ترک a باشد هر چقدر a بزرگتر باشد تراکم تنش بیشتر است. پس ترک قدرت بیشتری دارد برای حرکت چون تنش بالای نوک آن وجود دارد. بنابراین دانه‌هایی که طول ترک بزرگتر است همان تنش می‌تواند ظاهر باشد که ترک از مرز بلند. چون تراکم تنش در نوک آن زیاد است. بنابراین دانه‌های درشت دانه‌ها ترک‌ها را عبور می‌کنند ولی دانه‌های ریز دانه‌ها ترک‌ها را عبور از مرز دانه‌ها عبور می‌کنند و می‌ایستند.



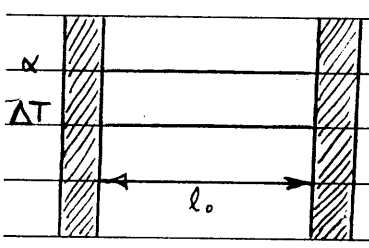
«وقتی دانه‌ها ریزند»

چون طول کمتر است و تراکم تنش هم کمتر است ممکن است ترک مدت‌ها نشکند مرز بماند. بنابراین اگر اندازه دانه‌ها ریز باشد مقاومت جسم در برابر خستگی بیشتر است. زمانی که اندازه دانه‌ها درشت مقاومت جسم کمتر است.

تقسیم‌بندی جسم از نظر خستگی: مقاومت به خستگی جسم شوند اما تنش‌ها می‌توانند روش‌های غیرخطی هم اعمال شود.

«خستگی حرارتی»

جسم ممکن است دائم تغییر دما دهد خسته می‌شود و شکند. وقتی دما تغییر کند، انبساط یا انقباض و انبساط متناسب خواهیم داشت. مثلاً فرض کنید یک قطعه بین دو دیواره محصور است و طول اولیه آن l_0 است. با زیاد شدن دما طول این قطعه زیاد می‌شود.



$$l_1 = l_0(1+\alpha\Delta T)$$

$$e = \frac{l_1 - l_0}{l_0} = \alpha\Delta T$$

$$\sigma = E\alpha\Delta T$$

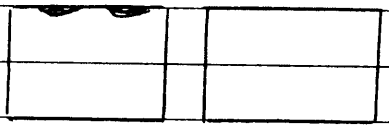
اگر ضریب انبساط حرارتی α و تغییر دما ΔT در نظر بگیریم و طول متعادل انبساط l_0 باشد روابط زیر را خواهیم داشت یعنی در هر ΔT یک تنش به اندازه $E\alpha\Delta T$ آن وارد می‌شود. اگر دما دوباره عکس شود

s.a.m

عمل کند تنش تنش به جسم وارد می‌شود، به ترتیب یک تنش alternative به جسم وارد می‌شود که جسم را خسته می‌کند.

چیزی که در اینجا مهم است این است که وقتی از خستگی صحبت می‌کنیم یعنی اعمال تنش‌های متناوب. عاملی که باعث خستگی است تا تغییر در جسم شود. مثلاً یک نقطه خیلی ریز (مثلاً میکرو) آن‌قدر در آب مرتب جسم می‌شود یعنی تنشی که به جسم می‌آید مثبت است می‌شود. یا مثلاً یک نمونه Al خیلی نازک را در دمای بالا سریع Quench کنیم فرض می‌شود یعنی در اثر تغییر ناگهانی دما یک تنش به جسم می‌آید به اینها معمولاً «شوک حرارتی» می‌دهند که با خستگی حرارتی فرق دارد. یعنی وقتی با شوک ناشی از تغییر درجه حرارت ناگهان جسم می‌شکند (شوک حرارتی) با اینکه جسم دائم تغییر متناوب دما داشته ولی متناوب است. خستگی حرارتی زمانی اطلاق می‌شود که بتوانیم بگوییم جسم تحت تأثیر تنش‌های متناوب قرار گرفته است. یعنی جسم حداقل چند سیکل تنش را تحمل کرده و بعد شکسته شده.

«خستگی توأم با خوردگی»

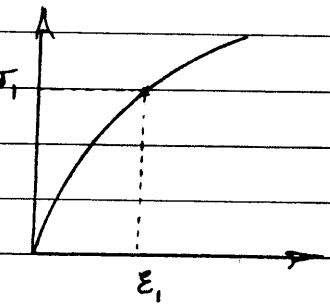


«محیط عادی» «محیط خورنده»

این نوع خستگی، خستگی در محیط خورنده است. اگر یک قطعه در نظر بگیریم که بخشی در محیط عادی قرار گرفته و بخشی در یک محیط خورنده و تحت تأثیر همان سیکل‌های متناوب قرار گیرند قطعه‌ای که در محیط خورنده است عمرش کوتاه‌تر است و زودتر می‌شکند. زیرا خوردگی بر روی سطح اثر می‌گذارد. ناصافی‌هایی که سطح جسم ایجاد می‌کند در واقع در اثر خوردگی بر روی قسمت‌های سطح بیشتر از بقیه خورده می‌شوند که تمرکز تنش ایجاد ناصافی است که عمل خوردگی را تشدید می‌کند. یعنی در محیط خورنده مرحله خوردگی سریعتر انجام می‌شود زیرا خوردگی سطح را ناصاف کرده است.

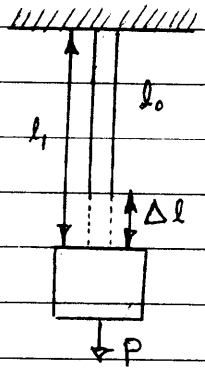
«خزش» (Creep)

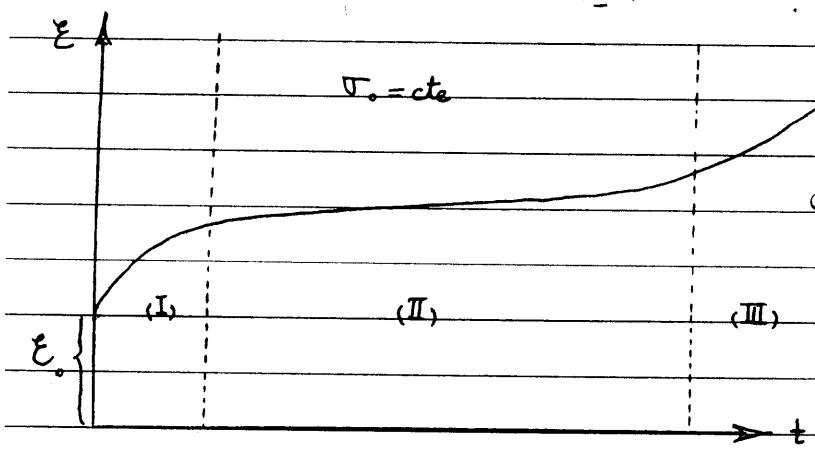
خزش یک سیستم تابع زمان است. بطور خلاصه، خزش عبارت است تغییر شکل‌های بسیار کم با تنش ثابت در طول زمان. یعنی برعکس تنش ما ثابت است با گذشت زمان تغییر شکل اتفاق می‌افتد برعکس آزمایشاتی که تا بحال در حالت‌های عادی با تنش ثابت تغییر شکل نداریم. یعنی وقتی به فلزی تنش ثابت می‌دهیم تنش ثابت را برداشته و تغییر شکل نداریم. یعنی وقتی به فلزی تنش ثابت می‌دهیم تنش ثابت را برداشته و تغییر شکل اولیه پیدا کند مثلاً تنش ثابت σ_1 تغییر شکل ε_1 داشته برای اینکه ε_1 بشود باید تنش را بیشتر کنیم. اما در خزش اینطور نیست با تنش ثابت هم در طول زمان تغییر شکل داریم. اسم خزش در دماهای بالا صورت می‌گیرد.



s.a.m

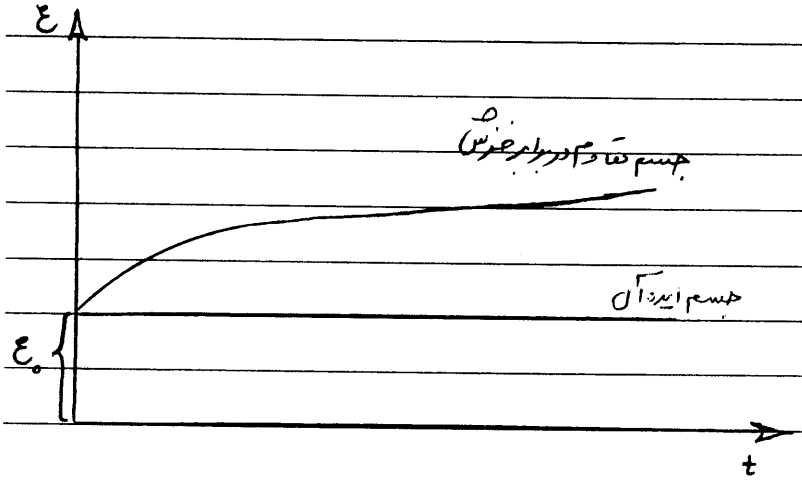
اگر میله، طول l_0 را در نظر بگیریم و آن را تحت تنش ثابت σ قرار دهیم، طول آن به l_1 می‌رسد و آن را تحت تنش ثابت σ نگه داریم، طول آن شروع به افزایش می‌کند. در صورتی که جسم در دمای بالا باشد و یا از فلزات نرم باشد، طول آن به همین ترتیب افزایش می‌یابد. در واقع افزایش طول بدون تغییر تنش را خزش می‌گویند. یعنی در اثر اعمال وزنه یک تغییر شکل اولیه داریم و بعد در دمای بالا و در مرور زمان طول آن رشد افزایش می‌یابد و به این تغییر شکل خزش می‌گویند. بنابراین در این درس ما منحنی خزش را بر حسب زمان رسم می‌کنیم یا بر حسب تغییر شکل بر حسب زمان رسم می‌کنیم





چون تنش ثابت است پس متغیر مرور زمان است
بنابراین منحنی خزش منحنی ε بر حسب
زمان است.
وقتی σ را اعمال می‌کنیم بلافاصله
یک ε داریم. پس از آن با گذشت
زمان تغییرات ε به صورت زیر است

تاکنون که جسم شکست برای منحنی خزش ۳ منطقه را نظر گرفتیم. منطقه (I) خزش اولیه است، منطقه (II) خزش کندشونده یا منطقه (III) خزش نهایی است. بین این سه منطقه منطقه II خزش برای ما مهم است. در هنگام منطقه I از $t=0$ تا جایی است که جسم شکست اما برای بررسی عمر قطعه معمولاً منطقه II را نگاه می‌کنیم، منطقه III یک منطقه ناپایدار است، یعنی وقتی به منطقه III رسیدیم شکست انجام می‌شود. بنابراین وقتی که خزش را مطالعه می‌کنیم بیشتر منطقه II است و در مورد منطقه خزش کندشونده صحبت می‌کنیم چون می‌توانیم بگوییم عمر قطعه ما بیشتر وابسته به منطقه II است.
تقسیم خزش در دمای بالا صورت می‌گیرد. بالا بودن دما نسبی است مثلاً برای Al ممکن است $400^{\circ}C$ بالا باشد ولی برای تنگستن $800^{\circ}C$ دمای بالا نیست.



در جسم تقویت شده خزش نداریم.
منظور جسم ایده‌آل نیست نداریم که
نمی‌توان خزش را صفر در نظر گرفت اما جسمی
داریم که مقاومت بالایی در برابر خزش دارد
و جسم ایده‌آل با شیب منفی آن موازی
با محور زمان است یعنی هیچ وقت
نمی‌شکند یعنی هیچ تغییر شکلی

s.a.m

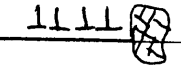
پایستگی با نیروی بین آن‌ها قابل انجام است.

اما اصطکاک که مقاوم در برابر حرکت است منطقه Π تقریباً موازی محور زمان می‌شود. یعنی یک خط راست داریم اما منطقه (Π) بسیار طولانی است یعنی خیلی طول می‌کشد که جسم حرکت کند. به همین جسم می‌توسم مقاوم در برابر حرکت. بنابراین خیلی تغییر مکان نمی‌دهد اجسام رفع می‌شود اما برای اجسام مقاوم در برابر حرکت مقاومت نشان دهد (جسم سبک‌تر داریم) پایستگی زمان نیروهای مقاومت نمی‌کند چون تغییر شکل پایستگی حرکت نابجایی‌ها. در اجسام مقاوم در برابر حرکت نابجایی‌ها کمتر است.

مکانیزم خزش:

وقتی جسمی را تحت تأثیر تنش قرار می‌دهیم یک شکل تغییر شکل داریم. به نحوی که تنش کم می‌دهیم برای ایجاد تغییر شکل ادامه پیدا کند باید تنش را افزایش دهیم. اما اگر دما بالا باشد و اجازه دهیم زمان بگذرد خزش اتفاق می‌افتد. تغییر شکل پایستگی یعنی حرکت نابجایی‌ها تحت تنش

وقتی به یک مقدار σ_0 می‌رسیم که عدد تغییر شکل ε_0 داریم یعنی در این تنش هم نابجایی‌ها حرکت کرده‌اند. حالا اگر تنش را ثابت نگه داریم نابجایی‌ها حرکت می‌کنند اما نمی‌توانند حرکت کنند. یک نوع نابجایی‌ها که حرکت می‌کنند نوع هستند.



و نوع نابجایی‌هایی که حرکت کرده‌اند به سطح لغزش می‌رسند و از سطح لغزش خارج می‌شوند. در اثر این نوع خروج تنش برداشته می‌شود و نابجایی‌ها حرکت نکرده‌اند. حالا وقتی که دما بالا است یک مکانیزم دیگر هم اتفاق می‌افتد. دوباره نابجایی‌ها حرکت می‌کنند. حالا وقتی که دما بالا است یک مکانیزم دیگر هم اتفاق می‌افتد. تفاوت مکانیزم صعود با Vac ها است. تفاوت Vac ها با است زمان است (یعنی زمان لازم است تا Vac ها بتوانند حرکت کنند) بنابراین در این حالت Vac ها در زمان تفاوت نابجایی‌ها می‌کنند و چون تنش هنوز وجود دارد شروع به حرکت می‌کنند. یعنی نابجایی‌ها صعود می‌کنند و چون تنش هنوز وجود دارد شروع به حرکت می‌کنند. بنابراین تغییر شکل ادامه پیدا می‌کند.

حالا اگر جسم را در دمای کمتر تحت تنش قرار دادیم و بعد دما را بالا بردیم در این صورت یک اتفاق دیگر هم می‌افتد در دمای بالا یک سری سطوح لغزش داریم تنش هنوز به تنش تخریب نرسیده است در اثر دما می‌رسد. چون دما بالا رفته حرکت تنش کند می‌کند. مثلاً در دمای صعود ای یک فلزی که داریم که هنوز به آن نرسیده‌ایم و در اثر افزایش دما به آن تنش کرانی می‌رسیم. چون مقاومت جسم (مقاومت حرکت نابجایی‌ها) کمتر می‌شود. یعنی اگر فرض کنیم اول با تنش‌های اعمال کنیم و بعد دما را بالا بردیم در همان لحظه اول یک جنس حالتی هم اتفاق می‌افتد. یعنی لغزش در سطوحی که هنوز به تنش کرانی نرسیده‌اند و با دما به آن می‌رسند اتفاق می‌افتد. طبق اصول مکانیزم خزش برسید Vac ها متوقف می‌شود. یعنی Vac ها صعود زمان به نابجایی‌ها می‌آیند برای تنش زمان ضروری است و با هم بالا رفته‌اند Vac ها هم بالا رفته‌اند) و فقط زمان است. و نهایتاً تغییر شکل تا زمانی تنش ثابت ادامه پیدا می‌کند و نمونه شکست جسم می‌شود.

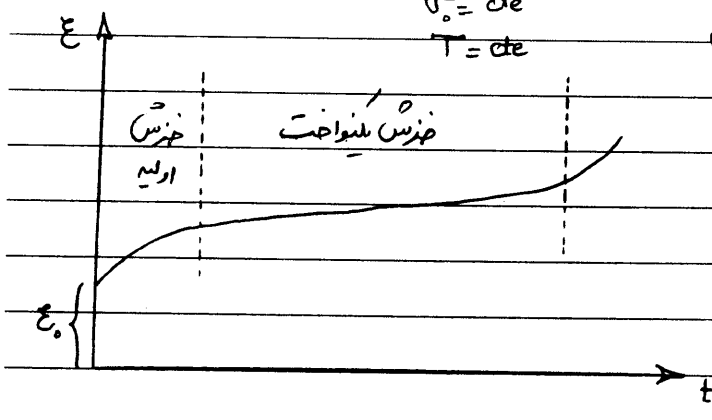
s.a.m

وقتی صحبت از خزش می کنیم به تغییر شکل اولیه داریم این تغییر شکل ممکن است اصلا برای تیغه گرد و فلزی مناسب نباشد
بنابراین تغییر شکل اولیه باید به نحوه مشخصی حساب شود.
تیغه گرد ممکن است خزش کند ولی در حین خزش اتفاق می افتد. ما دو منطقه خزش اولیه و خزش
ثانویه داریم و دو پدیده مهم در اینجا اتفاق می افتد یکی تغییر شکل پلاستیک است و دیگری دمای بالاست.
نتیجه: تغییر شکل پلاستیک، افزایش کارسختی است
نتیجه: تقسیم با بالا بودن دما، بازیابی است (منظور از بازیابی در اینجا بیشتر بازیابی
این دو پدیده در جهت عکس هم عمل می کنند. چون در هر کار سختی بالا تردد و مقاومت جسم در برابر تغییر شکل پلاستیک
بیشتر می شود و در نتیجه تغییر شکل پلاستیک کمتری می شود اما وقتی بازیابی اتفاق می افتد مقاومت جسم در برابر
تغییر شکل کمتر می شود بنابراین تغییر شکل پلاستیک بیشتر اتفاق می افتد. در مناطق مختلف این دو اثر
با هم رقابت می کنند چون با هم تنش داریم هم دما بالاست و هم تغییر شکل ادامه پیدا می کند بنابراین هم کارسختی
داریم و هم بازیابی.
در منطقه (I) کارسختی بیشتر از بازیابی است یعنی انگیزه نفوذ در کارسختی است.
در منطقه (II) کارسختی با بازیابی برابر شده و حالت پایدار ایجاد می شود کم کم تغییر شکل پلاستیک داریم

بنابراین از این به بعد سه خزش را بررسی کردیم. ما مکانیزم خزش را در مناطق (I) و (II) بررسی کردیم حال
منطقه III یک منطقه ناپایدار است و در آن نفوذ تنش زدایی اتفاق می افتد یعنی ترک خوردگی vac شروع
کننده خزش نیستند.

« جلسه بیست و یکم » ۴ مارس ۸۴

لذتم زمان مربوط به مرحله خزش
بلواخت ضعیف بیشتر از زمان مرحله های (I) و (III)
است بنابراین می توانیم عمر قطعه را همان
محدوده زمان خزش بلواخت در نظر بگیریم.
لذتم خزش در دماهای بالا وقتی تابع
تنش ثابت اتفاق می افتد. دما هم هر چند
بالا ثابت است یعنی در حین خزش
تغییر دما نداریم

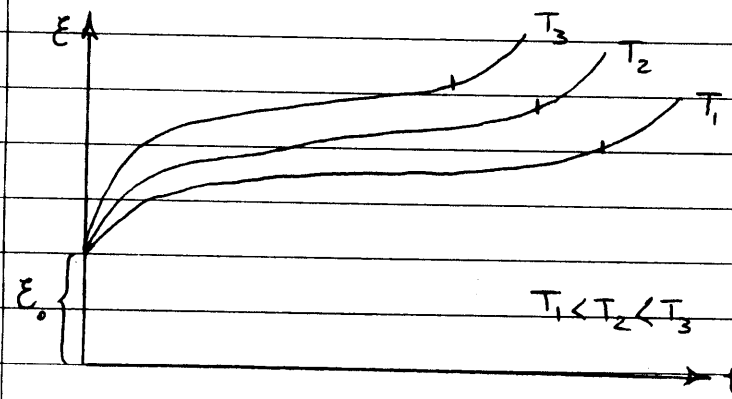


می توانیم اثر تغییرات ε_0 و T را بررسی کنیم
خزش بررسی کنیم یعنی اگر دما تغییر کند یا σ_0 یا ε_0 تغییر کند منحنی چه صورتی تغییر می کند.

« اثر تنش اولیه (σ_0) و دما روی منحنی خزش »

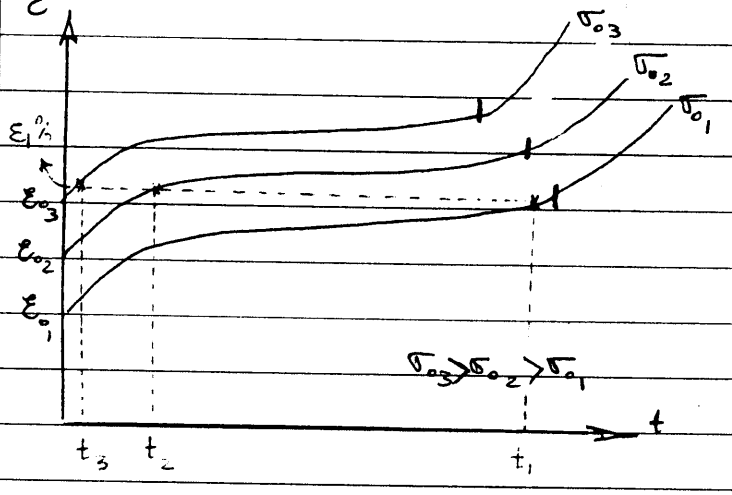
s.a.m

اگر تنش را ثابت در نظر بگیریم:
اگر منحنی خزش را در دماهای مختلف رسم کنیم به منحنی مقابل می‌رسیم هر چقدر دما بالاتر می‌رود اثری که می‌گذارد در منطقه (II) است یعنی طول عمر قطعه با افزایش دما کوتاه‌تر می‌شود.



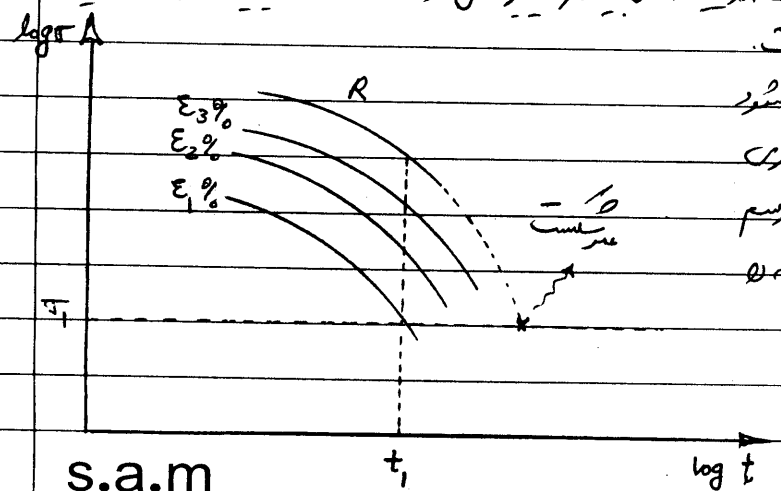
وقتی تنش در منطقه (II) منطقه طول عمر قطعه است این اثر مثلاً در این نقطه مشهود است ε_0 برای هر سه قطعه برابر می‌شود این به خاطر است زیرا دما هر چقدر بالا برود سرعت تغییر شکل پلاستیک افزایش می‌یابد بنابراین میزان خزش بیشتر است.

اثر تنش اولیه (σ_0) روی منحنی خزش:
اگر تنش اولیه متفاوت بگذاریم برای هر σ_0 یک ε_0 خواهیم داشت.
بنابراین ε_0 در اینجا متفاوت خواهد بود.



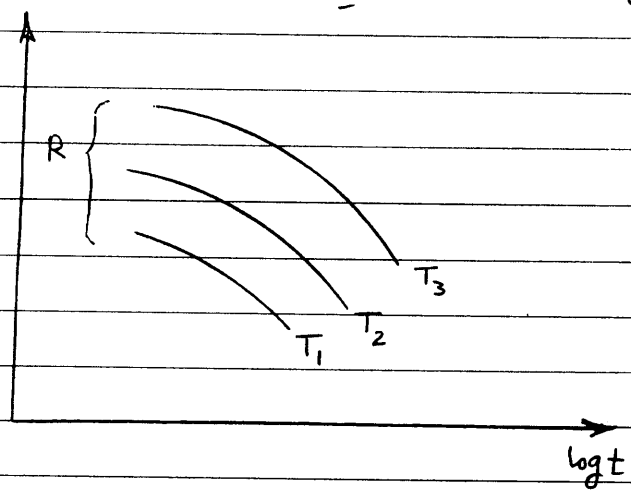
بازهم می‌بینیم که تغییر تنش اولیه روی منطقه II اثر می‌گذارد یعنی هر چه تنش اولیه بیشتر باشد منطقه II کوچکتر و طول قطعه کمتر است.

تنش خزش در همه اجسام صورت می‌پذیرد حتی قطعاتی داریم که دماهای بالا طراحی نمی‌شوند سازه‌ای داریم که خزش داشته باشیم یعنی دما در آن بالا نیست ولی یک قطعه‌ای داریم که خیلی بیشتر تغییر شکل می‌دهد مثلاً می‌خواهیم تا ورق این قطعه در یک جا تغییر شکل این قطعه مثلاً 1% است.
اگر تغییر شکل بیشتر از 1% بود با این قطعه عوض شود یعنی دوره تعویض با طول عمر است. برای همین منحنی‌ها را $\log t$ رسم می‌کنیم $\log \sigma$ را هم رسم می‌کنیم σ تنش اولیه است. می‌خواهیم عمر قطعه را برای یک تنش اولیه داده شده بدست آوریم منتها عمر قطعه برای ما نقطه شکست قطعه نیست.



s.a.m

عمر قطعه برای بارهای زیاد است که $\varepsilon_1\%$ تغییر شکل بدهد. این قطعه دیگر قابل استفاده نیست و باید عوض کنیم
بنابراین بر این منحنی‌ها عمر قطعه با تغییر شکل $\varepsilon_1\%$ در نظر گرفتیم. مثلاً ممکن است یک قطعه تحت تنش σ_1
به تغییر شکل $\varepsilon_1\%$ برسد. در منحنی‌ای که برای σ_1 رسم کردیم (منحنی $t-\varepsilon$) مثلاً اگر $\varepsilon_1\%$ مجاز باشد
زمان‌های t_1, t_2, t_3 عمر این قطعه‌ها خواهند بود. اما در واقع ما همیشه کار نداریم می‌توانیم برای بارهای
$\varepsilon_1\%, \varepsilon_2\%, \varepsilon_3\%$ و یا حتی Rupture یا شکست رسم کنیم. مثلاً اگر قطعه‌ای $\varepsilon_2\%$ را داشته باشد و بارهای کار کند
تنش σ_2 است و به آن = σ_2 می‌گوییم. برای این منحنی ابتدا $\log t$ و سپس $\log\sigma$ را رسم می‌کنیم. منحنی $\varepsilon_2\%$ را قطع کند. جایی که این منحنی‌ها قطع کردند زمان لازم برای اینکه قطعه مورد نظر ما
به میزان $\varepsilon_2\%$ تغییر شکل برسد مشخص می‌شود.



یعنی عمر قطعه برای بارهای با دمای T_2 و $\varepsilon_2\%$ برابر
است با زمانی که تنش σ را با منحنی R
قطع می‌کند و عمر شکست به دست می‌آوریم.
بنابراین این منحنی‌ها می‌توانند زمان لازم
برای رسیدن به یک کرنش خاص و یا حتی
شکست را در تنش‌های مختلف برای ما
مشخص کنند. داده‌های لازم برای
استفاده از منحنی سوم از منحنی دوم بدست می‌آوریم و در نهایت عمر قطعه را مشخص می‌کنیم. اما اطلاعاتی که
در اینجا به دست می‌آوریم دقیقاً عمر قطعه نیست همان طور که قبلاً گفته‌ایم. منتها عددی که به دست می‌آوریم را
با یک ضریب اطمینان می‌توانیم بزنیم. حتماً بارهای متغیر یک ضریب اطمینان در نظر می‌گیرند.

ما فعلاً قطعه‌ای را بررسی کردیم که $\varepsilon_1\%$ تغییر شکل پیدا کند برای ما مهم نیست بلکه مهم این است که قطعه شکند. یعنی
عمر قطعه برای ما زمان شکست است. و این صورت منحنی‌های شکست یا برای دماهای مختلف رسم می‌کنیم
یعنی منحنی $\log\sigma - \log t$ را داریم و نقطه منحنی‌های R را رسم می‌کنیم منتها برای دماهای مختلف. یعنی عمر
قطعه در دماهای خاص برای شکست در دماهای مختلف و تنش‌های اولیه متفاوت به دست آوریم. مثلاً اگر قطعه‌ای در
تنش σ_1 کار کند عمر این قطعه برای سه دمای متفاوت، سه زمان متفاوت خواهد بود. یعنی باز هم داده‌های ما
در اینجا از منحنی اول و دوم تأمین می‌شود.
از این منحنی‌ها در طراحی‌ها استفاده می‌شود و حتماً با ضریب اطمینان هم در نظر می‌گیرند.

s.a.m