خواص فیزیکی I :

جلسه اول ۸۳،۶،۳۱

مواد : مواد راه‌های ترکیبی هستند کلاً تمرات خودشان چه مواد هستند
(یا از آنها چیزی بدست آید ، ساخته می‌شود یا از چیز ساخته شده‌اند)

مواد به سه گروه تقسیم می‌شوند که بعدها ۲ گروه دیگر نیز به این مواد اضافه شده‌اند :

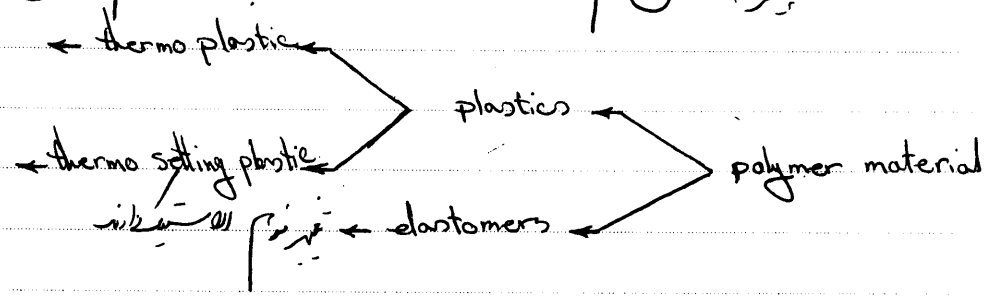
۱. فلزات ۲. پلیمر ۳. سرامیک ۴. کامپوزیت ۵. مواد الکترونیکی

۱. مواد فلزی : مواد معدنی هستند که توسط شرکت بدون استخراج می‌شوند خیلی یا خالص

عناصر فلزی باید خواص زیر را داشته باشند :

- جلای فلزی دارند
- هدایت حرارت و الکتریسیته خوب دارند
- الکترون می‌دهند
- هدایت نرم فلزی دارند
- تمایل به تشکیل یون مثبت دارند
- نوع شکست نرم فلزی
- تمایل انتقال حرارت و جریان الکتریسیته را دارند
- حالم فلزات سه حالت بلورینگی دارند

۲. پلیمر : - از مواد آلی تشکیل شده‌اند - هم طبیعی وجود دارند هم بصورت مصنوعی تولید می‌شوند
- از زنجیره‌های آلی تشکیل شده‌اند - ساختمان آنها آمورف است
* عایق هستند * سبک هستند - تمایل هدایت ندارند - استحکام و فرم پذیری در آنها
بسیار مختلف است - بیشتر از صفحه پلاستیک تولید می‌شوند
- پلیمرها در دمای زیاد نرم و دفرمه می‌شوند - دمای حرارت نرم شوندگی‌شان پایین است



3. سرامیک ها : مواد معدنی هستند که عنصر آلومینیوم Al_2O_3 و سیلیسیم Si دارند * نیروی جاذبه بین اتم ها یونی یا کوالانسی است
- عایق حرارت هستند - الکترون آزاد ندارند * تحمل دمای حرارت زیاد را دارند * مقاومت اتم ها در مولکول بسیار خوب است * ترد هستند * سرامیک ها ساختمان کریستالی هستند
- تفاوت سرامیک ها با فلزات نیروی بین اتمی آن هاست - سختی بالا دارند - سبک هستند
- قابلیت تغییر فرم ندارند

4. کامپوزیت ها : از دو یا چند اجزای جدا تشکیل شده اند که هر کدام خواص خود را حفظ می کنند و با هم ترکیب می شوند تا خواص جدیدی را بسازند - در کامپوزیت ها معمولا یک جزء زمینه است و اجزای دیگر در آن پخش می شوند تا خواص کامپوزیت را از یک جزء بسازند

5. مواد الکترونیکی : معمولا از سیلیسیم خالص است - قدرت تحمل زیاد کم است

سه خاصیت فلزی که باعث کاربرد در صنعت شده است

1. قابلیت فرم پذیری : به دلیل اینکه تغییری در خاصیت اصلی آن ایجاد نمی شود از سه طریق زیر :
الف : شکل دادن
ب : ریخته گری : ذوب فلزات و در قالب های مخصوص می ریزیم تا شکل بگیرد
ج : متالورژی پودر : پودر فلزات را در قالب ها پرس می کنند

2. استحکام بالا : که باعث تحمل نیروی بالا می شود در حالت خالص فلز نسبتا نرم است و سعی می شود با آلیاژ کردن ، عملیات حرارتی ، عملیات مکانیکی و... استحکام آن را بالا ببریم

3. خواص فیزیکی : خواصی مانند قابلیت انتقال حرارت ، الکتریسیته ، خاصیت مغناطیسی و...

فلز ← شبه فلز ← دارای ساختمان مشابه فلزات و کریستالی است اما خاصیت فلزی ندارد

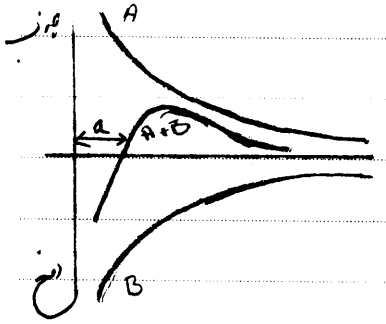
۱۸٪ عنصر وجود دارد که ۱۰٪ فلزی هستند
بعضی از عناصر هم از نظر ظاهر فلزی هستند اما در جدول فلزی هستند

از ۲۲ عنصر فلزی به عنوان پایه فلزی آلیاژ استفاده می کنیم که به ۴ قسمت تقسیم می شوند

- فلزات سبک : Al, Mg, Ti, Be
- فلزات سنگین با نقطه ذوب پایین : Hg, Pb, Sn, Zn, Cd
- فلزات سنگین با نقطه ذوب نسبتاً بالا : Ag, Au, Pb, Zn, Fe, Cu, Ni, Co
- فلزات سنگین با نقطه ذوب خیلی بالا : Mo, W, Ta

هر الکترون لایه ی سطح از انرژی است که بیشتر می شود در مواد خاص دو یون نزدیک هر الکترون با ۲ عدد کوانتومی مشخص می شود

انواع جاذبه ها : ۱. الکترواستاتیکی : در بین عناصری اتفاق می افتد که انرژی یونیزاسیون الکترون پایین باشد به جهت تمایل به از دست دادن الکترون
۲. کوالانسی : در بین دو اتم الکترون های خود را به اشتراک می گذارند
۳. فلزی : نقطه ضعف فلزات است هر اتم یک الکترون از آخرین لایه آزاد می کند که ایجاد یون مثبت فلزی می کند که در بین الکترون های آزاد تشکیل ابر می دهد



a = پارامتر شبکه

جلسه ی دوم ۸۳/۷/۵

انرژی موجود در فلزات
- انرژی پتانسیل : از نیروی جاذبه و دافعه بین یونها و الکترون ها ناشی می شود
- انرژی ارتعاشی : انرژی است که به درجه حرارت ارتباط دارد

در هر فلز نقطه انرژی پتانسیل وجود دارد

هر چه درجه حرارت بالاتر برویم دامنه ی ارتعاش زیاد می شود و از حرکت باز می ایستد و فاصله ی اتمی بیشتر و در درجه حرارت ذوب فلز به اندازه ی بیشتری منبسط می شود و فلز تبدیل می شود به مایع درجه حرارت T_{sl} گفته می شود

علت تعادل خواص :
۱. ساختمان اتمی ۲. ساختمان بلوری ۳. ساختمان میکروسکوپی

ساختمان بلورها و کریستال‌های اولیه بار در موقع انجماد فرم می‌گیرند. این ساختمان اتمی و کریستالی مشخص است
و جهت شرایط انجماد ساختمان کریستالی متفاوت است

بدون بوم چون از ذرات فلزات مذاب در حال سرد شدن فرم می‌گیرد متبلور است و دانه‌های ساختمان کریستالی است

T_{sl} دمای ذوب فلز ماچ داریم و هم فلز جامد که در دمای ماچ با هم تعادل دارند و در داخل خودشان حرکت دارند
و داریم با توسط سطح مرزی از هم جدا می‌شوند. اگر در همین شرایط ماده فشار ثابت نگه داریم
ماده ماچ و جامد در تعادل و در حدود تا همین مقدار می‌مانند یعنی انرژی ماده جامد با انرژی ماده ماچ برابر است

انرژی آزاد، مقدار انرژی می‌باشد که می‌تواند مقدار مفید تبدیل شود

$G_s = G_l$

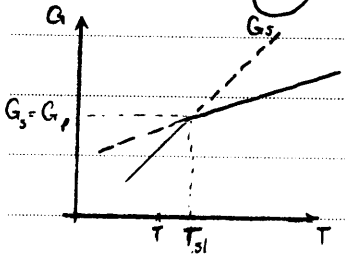
گرمای نهان ذوب انرژی است که باید داده شود

روابط گیبس : $G = H - TS$

آنتروپی ها

H آنتالپی : انرژی تبدیل است به انرژی درونی هستی که از ارتباط دارد

S آنتروپی : معیاری است برای نظم در یک سیستم که از داخل سیستم‌های بلورات درجه‌ای خودش حرکت اتم $S=0$
نظم کامل وجود دارد با افزایش T اتم‌ها در اطراف موضع خودشان شروع به نوسان می‌کنند و
نظم کمتر می‌شود



هرکدام انرژی کمتری داشته باشند پایدارتر است

$G_s = G_l \longrightarrow H_s - T_{sl} S_s = H_l - T_{sl} S_l \longrightarrow$

$T_{sl}(S_l - S_s) = H_l - H_s$

$T_{sl}\,\Delta S_{sl} = \Delta H_{sl} \longrightarrow \Delta S_{sl} = \frac{\Delta H_{sl}}{T_{sl}}$

وقتی حالت غیر تعادلی درجه حرارت‌های کمتر از نقطه ذوب داریم تبدیل تغییر حالت ایجاد می‌شود داریم

$\Delta G_{sl} = \Delta H_{sl} - T\,\Delta S_{sl} \longrightarrow \Delta G_{sl} = \Delta H_{sl} - T\left(\frac{\Delta H_{sl}}{T_{sl}}\right) \longrightarrow$

$\Delta G_{sl} = \frac{\Delta H_{sl}(T_{sl} - T)}{T_{sl}}$

بستگی به خاصیت و ماهیت سرمای تحت انجماد دارد

ایجاد یا تبلور فاز جامد از یک فاز مایع

وقتی فاز جامد از مایع تشکیل می‌شود فاز جدید بی‌شکل ایجاد می‌شود

چگونه در یک فاز مایع یک جوانه جامد به وجود می‌آید؟ در دو مرحله انتقال می‌یابد: ابتدا تشکیل جوانه

دوم رشد جوانه تا پایان کامل

جوانه کوچک ترین ذره‌ای از فاز جدید است که از لحاظ ترمودینامیکی در حال تعادل است و آن جوانه پایدار نامیده

در صورتی که جوانه در تعادل ترمودینامیکی نباشد آن جوانه ناپایدار است

انواع جوانه:

تشکیل جوانه در حالت تبلور: 1. تشکیل جوانه همگن 2. تشکیل جوانه ناهمگن

1. تشکیل جوانه همگن:

حال طوری که از همگن صحبت می‌شود یعنی هیچ گونه عامل بیگانه‌ای نباید وجود داشته باشد. دمای پایداری T_{sl} را در نظر

فرض می‌کنیم که در این دما جرقه‌ای برای تشکیل فاز جدید ایجاد شده و فاز جامد شروع به تشکیل می‌کند حال این

فاز جامد شروع به سرد شدن می‌کند حال باید تغییر فازی انجام شود چون هیچ عامل بیگانه‌ای وجود ندارد جوانه به

صورت همگن ایجاد می‌شود

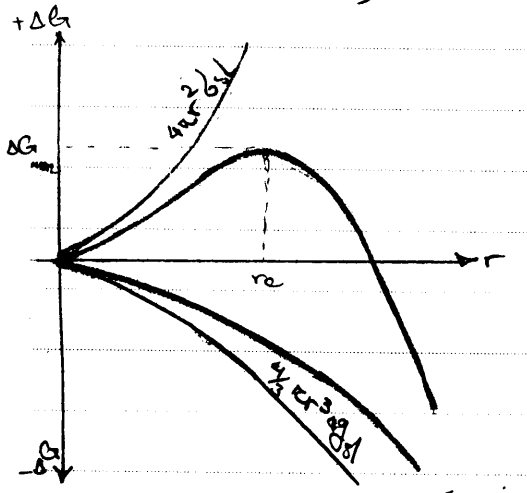
فرض می‌کنیم اولین تعادلات کریستالی که در فاز مایع ایجاد می‌شود کروی است. قبل از اینکه کریستالی ایجاد

شود فاز مایع با سطح مایع داریم سپس جوی این سطح ایجاد شود و ما ابتدا یک مقدار انرژی سطحی نیاز است

که مقدار این انرژی سطحی با سطح مرزی ما تناسبی دارد

حال وقتی تغییر فاز انجام می‌شود قسمتی از مولکول‌های مایع آزاد می‌شود که حال این قسمت‌های تبدیل شده است که مقداری از حجم کریستال ای

تشکیل شده تشکیل دارد هر چه حجم کریستال بیشتر مقدار انرژی بیشتر آزاد می‌شود



$$\Delta G_T = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta g_{vl} + 4\pi r^2 \sigma_{sl}$$

انرژی تبدیل — انرژی سطح

انرژی کل از دو قسمت تشکیل شده است

در ابتدا مقدار انرژی سطحی بیشتر از انرژی تبدیل است

تا یک حدی (r_c) در نقطه ΔG_{max} است که از این نقطه به بعد با افزایش حجم انرژی تبدیل بیشتر می‌شود

که بخشی از انرژی آزاد تبدیل صرف انرژی سطحی می‌شود بخش دیگر آن صرف تشکیل می‌شود

برای بدست آوردن شعاع بحرانی از ΔG نسبت به r مشتق گرفته و برابر صفر قرار می‌دهیم

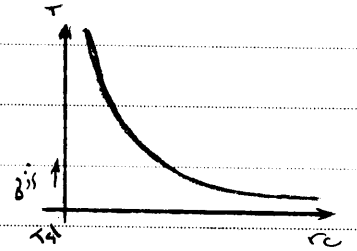
$$\frac{\partial \Delta G}{\partial r} = 0$$

$$-4\pi r^2 \Delta g_v + 8\pi r \sigma_{sl} = 0 \longrightarrow r_c = \frac{2\sigma_{sl}}{\Delta g_v} \longrightarrow r_c = \frac{2\sigma_{sl} T_{sl}}{\Delta H_{sl}(T_{sl} - T)}$$

در دمای ثابت نقطه‌ای وجود دارد که در آن انرژی آزاد سیستم مایع و جامد یکسان است یعنی در این دما هیچ تمایلی برای تبدیل فاز وجود ندارد.

یعنی حتماً باید مقداری زیر نقطه ذوب پیدا شود

تا بتوانیم به سرمای مورد نیاز برای ایجاد جوانه برسیم



$r_{c_2} < r_{c_1}$

$\Delta T_2 > \Delta T_1$

شعاع جوانه پایدار به سرمای مورد نیاز برای ایجاد بستگی دارد

شوری اول در مورد جنبش‌های جوانه:

اتم‌ها در داخل مذاب در حال حرکت‌اند و حرکت اتم‌ها به این صورت است که در دماهای بالاتر هرچه T بیشتر باشد حرکت بیشتر است و هرچه T کم می‌شود حرکت هم کم می‌شود و هرچه T به نقطه ذوب نزدیک‌تر می‌شود حرکت کم می‌شود و به طور اجمالی در بعضی از نقاط داخل مذاب طوری می‌شود که حرکت اتم‌ها داخل مایع شبیه حرکت اتم‌ها در جامد می‌شود یعنی اتم‌ها شروع می‌کنند به منظم شدن مثل کریستال است فقط طوری است که هم حرکت اتم‌ها در داخل مایع بی‌نظمی کریستال است اگر انرژی آن نقطات به حدی برسد که بتواند بر انرژی سطح غلبه کند آن نقطات شروع می‌کنند به رشد و جوانه ایجاد می‌شود چون هیچ مانع دیگری وجود ندارد در این شکل جوانه به صورت هموژنوس تشکیل شده است.

البته در مایع‌ها هم جامد کریستالی وجود دارد که با مایع در تعادل است حالا در دماهای بالاتر از T_{sl} فرض کنیم که در این دما در اصطلاح دمای نول پراز کنند تا تمام نقطات کریستال در آن منجمد شود و مذاب هم نداشته باشیم و بتوانیم جوانه‌ای هم نداشته باشیم

البته در عمل جوانه به صورت هتر وجود ندارد

2. شکل جوانه به صورت ناهمگن:

در داخل مایع نقطات کریستالی در دمای T_{sl} وجود دارند که این نقطات کریستالی کوچک‌تر از جوانه‌ای پایدار است و فرض کنید مذاب را سرد می‌کنیم این نقطات کریستال شروع به رشد کردن می‌کنند که در سرمای مورد نیاز این نقطات مذاب در دمای T_{sl} کمتر است (سرمای مورد نیاز) هم اندازه‌ی جوانه‌ای پایدار می‌شوند و رشد آغاز می‌شود

$$\Delta G_{max} = -\frac{4}{3}\pi\left(\frac{8\sigma_{sp}^3}{\Delta g_{sl}^2}\right) + 4\pi\left(\frac{4\sigma_{sl}^2}{\Delta g_{sp}^2}\right)\sigma_{sp}$$

$$\longrightarrow \Delta G_{max} = \frac{16\pi\sigma_{sp}^3}{3\Delta g_{sl}^2} \quad ? \quad \longrightarrow \Delta G_{max} = \frac{16\pi\sigma_{sp}^3 T_{sl}^2}{3\Delta H_{sl}^2 (T_{sl}-T)^2}$$

$$\Delta g_{sl} = \frac{\Delta H_{sl}(T_{sl}-T)}{T_{sl}}$$

از رابطه‌ای به دست آمده نتیجه می‌شود که

انرژی جوانه‌ای بحرانی به پارامترهای مختلف ایجاد بستگی دارد (هرچه θ در حالت ناتقارنی بیشتر باشد انرژی

زاویه تماس سرامیک ایجاد جوانه کمتر است

حال کاری است تعداد جوانه‌های پایدار به دست آمده یا تعداد جوانه‌های n_k بدست آوریم

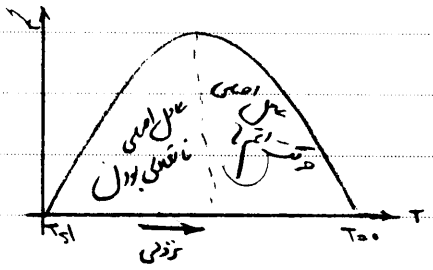
$$n_k = N\exp\frac{\Delta G_{max}}{kT} \longrightarrow n = N/e^{\frac{16\pi\sigma_{sp}^3 T_{sl}^2}{3\Delta H_{sl}^2 (T_{sl}-T)^2}}$$

ثابت بولتزمن — دمای جوانه

پس تعداد جوانه‌ها به پارامترهای مختلف ایجاد بستگی دارد

در دو حالت تعداد جوانه‌ها صفر است

1. $T = T_{sl}$ یعنی مذاب هیچ سرامیکی مانند دمای T_{sl} جوانه‌ای نداریم
2. $T = 0$ کلوین



برای تشکیل جوانه ایجاد شود نیاز به حرکت اتم‌ها و مولکول‌ها در مذاب برای رسیدن به سطح جوانه داریم

به همه حرکت هم می‌شود پس حرکت وجود ندارد و جوانه‌ای تولید نمی‌شود و وجود آنها و ما می‌توانیم یک فاز آمورف داشته باشیم

ما فرض کردیم که جوانه کروی شکل است اما برای تمام حالات هندسی دیگر هم داریم

$$\Delta G_{sl} = -a\Delta g_{sl} i + b\sigma_{sp} i^{2/3}$$

ضریب شکل و فرم کریستال a, b — تعداد مول اتم‌ها در واحد حجم

سطح مشترک دارد

همیشه عوامل بیرونی در تشکیل فاز جامد از مایع نقش دارند و همیشه انرژی سطح مشترک است که نقش اول را بازی می‌کند و همیشه اول جوانه در ترکیبی جوانه‌ای ظرف ایجاد می‌شود. یا اگر کریستال جامدی در فاز مایع وجود داشته باشد ابتدا جوانه‌ها روی سطح کریستال ایجاد می‌شود. گاهی اوقات پودر نیز مذاب می‌ریزند تا ایجاد با عوامل هسته‌زا انجام شود. که در این حالت انرژی سطح σ_{ss} نیز وجود دارد و داریم:

$$\Delta G = -a\Delta g_{sl} i + (b\sigma_{sp} - c\sigma_{ss}) i^{2/3}$$

موضوع اخبار می‌توانیم روی حوالی نزدات تأثیر بگذاریم. می‌خواهیم از نهران‌های بهره‌وری خاصی با اوزاع صوتی استفاده کنیم و روی حرکت ایزم تأثیر بگذاریم و بعد نحوه وارد شدن جامد از حواله‌ها وارد کنیم

اگر تعداد هسته حواله کم باشد بیشتر احتمال خنثی داریم اما اگر تعداد حواله زیاد باشد بیشتر احتمال خطرناک داریم

جلسه‌ی سوم ۸۳،۷،۷

بعد از تشکیل حواله ایزم‌های جدید روی سطح حواله‌ها می‌نشینند و دیفوزیون می‌کنند

حجم کریستال‌های تشکیل شده ابتدا ارتباط دارد با: ۱. تعداد حواله‌ها
۲. سرعت حفظ شود

سرعت حفظ شود: شبکه کریستال‌ها در یک جهت، چون کریستال‌ها دارای خاصیت آن‌زوتروپ هستند می‌توانند در تمام جهات دیفوزیون داشته باشند

برای اینکه عمل ایجاد دنبال بشود باید ایزم‌های جدید روی سطح حواله‌ها بنشینند و ایجاد اولیه‌ها کنند و همینطور ایزم‌ها نیز سطح حواله‌ها ترک می‌کنند که تفاصل اینها باعث دیفوزیون می‌شود
برای اینکه ایزم‌ها روی سطح حواله‌ها بنشینند نیاز به حرکت داریم

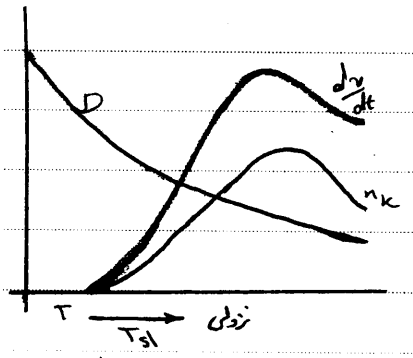
برای تولید حرکت از گرادیان دیفوزیون استفاده می‌کنیم دیفوزیون عمل جابجایی جرم است

فرض کنیم داریم که دو وجه یک سطح تماس می‌خواهیم دیفوزیون انجام دهیم برای اینکه تعدادی از غلظت کم و وجه غلظت زیاد می‌رود

دیفوزیون: مقداری که در واحد سطح عبور می‌کند $M = -D\frac{dc}{dx}$
D ضریب دیفوزیون نوشته
علامت - بیانگر این است که از غلظت کم می‌شود
دیفوزیون تابعی از جهت است برای جهت‌های کم‌تر نیز D نیز کم می‌شود

سرعت تبدیل با سرعت انتقال مازاج همجا ارتباط دارد با

n_k .6 2. ضریب لیفوزیون

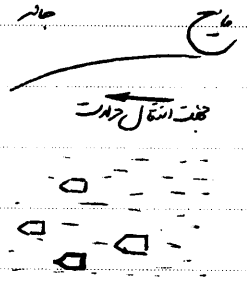


وقتی درجه حرارت سطح زمین بالا می رود سرعت تبدیل بیشتر می شود سرعت بالا می رود
اما در ضمن در سطح زمین سرد می شود و سرعت کم می شود حرارت
حرکت کم می شود و سرعت پایین می آید
در قسمت اول عامل تعیین کننده تفاوت است اما در قسمت دوم
عامل موثر حرکت می باشد

n_k در سرعای تفت ایجاد دستگاهی دارد
$\frac{dv}{dt}$ سرعت رابطه است در بخش لیرستیال زمین

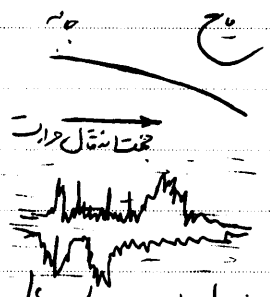
وقتی جوانه ای پرده بهمی نماید جریان های همان با تبدیل برگردانده می شود و قسمتی از آن صرف انرژی سطحی می شود چون بیشتر از انرژی
لازم برای انرژی سطحی است مقداراضافی آن از فصل مشترک فاز جامد و مایع خارج می شود که اگر این
انرژی اضافی خارج نشود درجه حرارت بالا می رود و انجماد متوقف می شود
این انرژی هم می تواند از فاز جامد خارج شود هم از فاز مایع خارج شود که ۲ حالت را بررسی می کند

$T_L > T_S$



طرحهای همه ضلعی هم وجود می آید

$T_L < T_S$

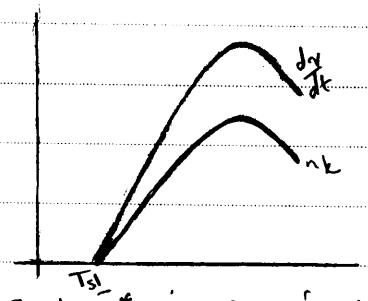


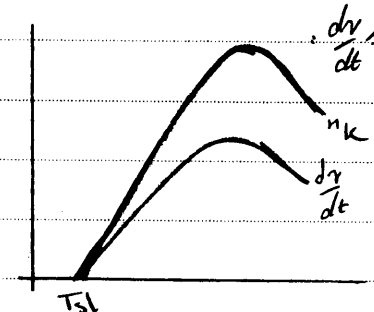
سه شکل سطح بندرتی با حاجی شکل
یک تپه ای اصلی دارد و شاخه سه شاخه می شود

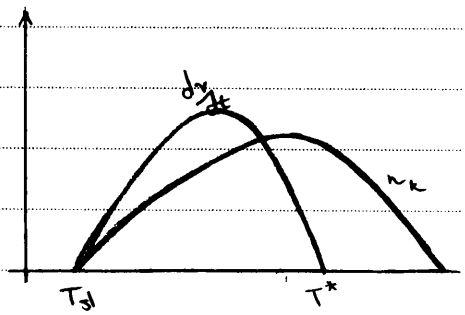
در سه شکل بندرتی جهت انتقال حرارت به طور مستقیم می رود هر چه بیشتر پیش می رود حالت دل ایرت فاز جامد
با دانه های شبکه ای کریستالی بلاست و خاصیت انشعاب پیدا می کند

سرعای تفت انجماد روی لبه های دانه تبادل حرارت شکل جوانه سه شکل بندرتی انرژی سطحی را کم می کند
سرعای تفت انجماد به قابلیت انتقال حرارت جوهر مذاب بستگی دارد

جوانه جدایی انجماد سرعای تفت انجماد وجود داشته باشد سه شکل بندرتی حاجی شکل پیدا می آید جایی که سرعت انجماد
به حد مطلوبی می رسد حرارت انجماد آزاد می شود بلکه آنجا انجماد پایان می پذیرد


dv/dt
nk
Tsl


dv/dt
nk
dv/dt
Tsl


dv/dt
nk
Tsl
T*

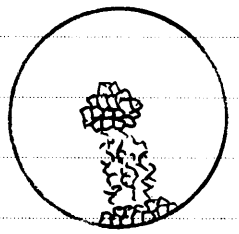
انواع نقص در سیستم تبلور بلوری : 1. نقص بدون بعد : یک اتم یا اتم های اطراف تبلور یا کل بلور را شامل می شود
2. نقص یک بعدی یا خطی : مربوط به یک ناحیه ی خطی از کریستال است و عیب ایجاد شده
تنها بر روی یک بعد تاثیر گذار است
3. نقص ۲ بعدی : در کل مرز دانه ها که در حوالی فیزیکی و شیمیایی متفاوتی
4. نقص بازگردان و حجم کردن : در ابعاد ۳ وجود دارد زمانیکه حجم اتم ها کنار هم قرار گیرند

نقص بدون بعد

نقص یک بعدی یا خطی

در مرز دانه ها در سیستم های بلوری پیچیده می شود چون حلول شیمیایی که در مرز دانه ها حل می شوند علت اصلی است که در مرز دانه ها نقص وجود دارد علاوه بر نقص های هندسی حلول شیمیایی تاثیر بیشتری در آن حل دارد

ایجاد فرآیند یک فاز در قالب :
Mass حل ۳ فرم مختلف صورت پذیرد : 1. تشریه یزد دانه های فاز ثانویه در داخل مذاب جامد کریستال را تشکیل می دهد
تشریه کلی ایجاد می شود 2. تشریه سه ای یا جهات خاص کریستالوگرافی و هم سو با حالت مرزی
3. تشریه یافته به دلیل جهت خاص کریستالوگرافی



همانطور که در تشریه ۲ عوامل مختلف بستگی دارد اصل تشریه یزد فرم می پذیرد چون ایجاد از دیواره های قالب شروع می شود چون هم سرد است و هم سطح وجود دارد که جوانه ها بصورت هتروژنیز روی آن تشکیل می یابند بعد از سطح تشریه بیرونی بعضی از سمت ها سریعتر رشد می کنند تشکیل تشریه سه ای بوجود می آید که خاصیت انرژی در کریستال که در بعضی جهات بیشتر رشد می کند قطعات کریستالی تشریه بیرونی ایجاد می شود داده های انرژی تبدیل را انرژی نهان است مازاد انرژی تبدیل یا از فاز جامد یا از فاز جامد با محیط جامد چون دیواره ی قالب سرد است این انتقال حرارت بسمت دیواره ی قالب است و انتقال حرارت از فاز جامد انجام می شود سرد فاز های فاز ثانویه تشریه بیرونی تشکیل می شود و ادامه ی تشریه بیرونی صفحه ای که انتقال حرارت راحتتر انجام می دهد بیشتر رشد می کند و تشریه سه ای بوجود می آید که چون بلور دستگاه بلوری متفاوت است بعضی از جهت ها سریعتر رشد می کند و بعد کند است سرعت مایع تر است اما هر چه بیشتر داخل می رود انتقال حرارت بیرون کند تر می شود تشریه بیرونی زمانی تشکیل می شود که انتقال ایجاد جوانه در وسط مذاب وجود داشته باشد اگر اصلا هیچ ماده در وسط مذاب در فرآیند تشریه سه ای وجود نداشته باشد تشریه بیرونی ایجاد می شود . تشریه سه ای تا آن جایی ادامه می یابد که تماس با دیواره قالب قطع شود . اگر عوامل جانبی در داخل مذاب وجود داشته باشد ذرات جامد ناخالصی ها باعث تشکیل جوانه های تشریه یافته بصورت هتروژن ایجاد می شود که خیلی کم است و زمان زیادی طول می کشد و دانه های بزرگ دارد

عواملی که روی سرعت انتقال حرارت می توانند اثر بگذارند :

1. جرم قالب 2. نوع خلوص فلزی قالب 3. نوع ضخامت قالب
4. نوع حرارت قالب 5. نوع انتقال حرارت

در قالب ماسه ای چون انتقال حرارت با پخش است سرعت جوانه زنی کریستال ها کم است و تعداد کریستال زیاد می شود اما در قالب فلزی جوانه زنی هتروژن بیشتر ایجاد می شود

هر چه انتقال حرارت سریع تر باشد کریستال ها ریزتر و سریع تر در داخل قالب پیش می روند

هر چه ناخالصی فلزی بیشتر باشد کریستال ریزتر ایجاد می شود و در نتیجه خواص مکانیکی بهتری ایجاد می شود

هر چه زمان گذار بیشتر باشد هم ماشینکاری کریستال بیشتر از بین می رود و عامل پرداخت کمتر می شود کریستال ریزتر ایجاد می شود

جلسه ی چهارم ۸۳/۷/۱۲

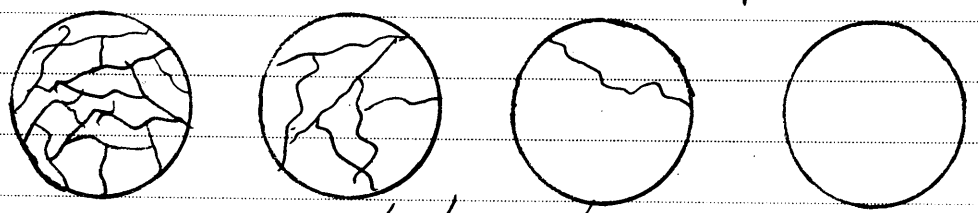
تأثیر حرارت داخل بر ساختمان انجماد سکوئی فلزات :

وقتی می خواهیم کریستال های مورد نظر داشته باشیم باید تمهیداتی در جهتی باشد که در جهت مخالف سیر انتقال حرارت کند در حالت عادی فلزات و آلیاژهای مانند نقره و مس هستند زمانی انتقال حرارت آنها بیشتر است که انرژی داخلی آنها کمتر باشد. هر چه انرژی داخلی کمتر باشد پایداری بیشتر می شود

فلزات خالص دارای نقطه ذوب صاف است وقتی حرارت داده می شود (تا جوانه ی اولیه تشکیل شود) انرژی کمتری را نیاز دارند و می توانند جوانه های بزرگ تری داشته باشند و پایداری بیشتر هستند می توانند به ترتیب جوانه ای کوچک تر و جوانه های بزرگ تر بزرگ تر می شوند به ترتیب ساختار انجماد سکوئی حاصل می شود

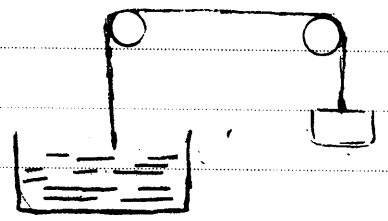
تا بحال می دیدیم که جوانه ها در حال رشد دیدیم که هر جوانه دارای یک جهت رشد است اگر جوانه ها در حال رشد به هم برسند مرز دانه ها ایجاد می شود و یک کریستال می سازند که دور تا دور مرز دانه وجود دارد و فشردگی مرز دانه کم می شود

با بررسی واقعیت که در این عمل با این که ما با پدیده ی انجماد سکوئی حرارت یا انرژی می دهیم اما سیستم متعادل تر می شود و پایداری بیشتر می شود این به آن علت است که دانه های بزرگ تر حجم کمتر انرژی می دهند و دانه های کوچک تر هم حجم بیشتر انرژی می دهند به علاوه کم این تعادل بیشتر است



در حقیقت در مرز دانه ها به علت وجود نقص های سطحی انرژی وجود دارد به همین دلیل دانه های جدید تمایل دارند در این نقص ها رشد کنند این است که دانه های کوچک با دانه های بزرگ می پیوندند

در یک کریستال تا وقتی وجود ندارد چون مرز دانه ای وجود نداشته

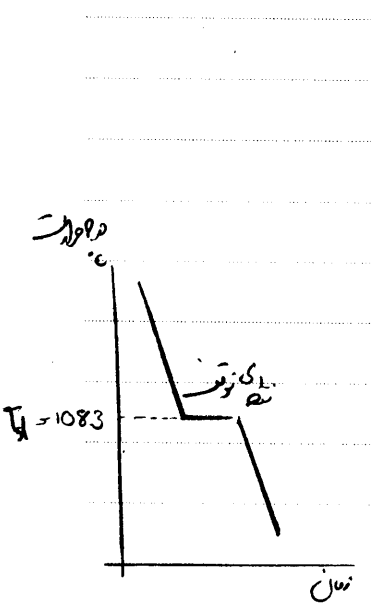


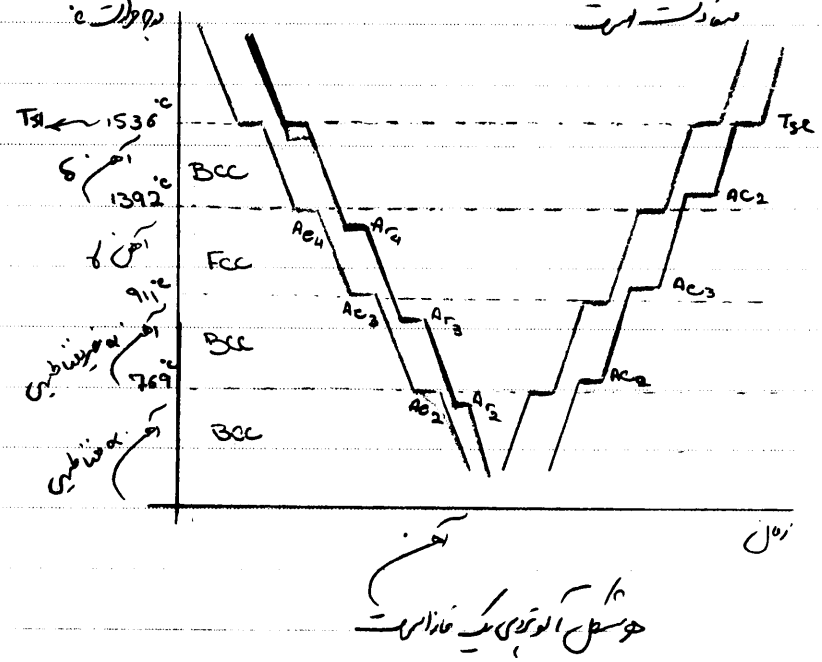
کار مهم و اصلی تک کریستال به این است که در بسیاری جوامع نزدیک از آن استفاده می شود (چون هیچ نقص در آن وجود ندارد) اما روش تولید تک کریستال از این روش استفاده می کند چون این روش بهترین کنترل را بر روی جهت جوانه زنی دارد و همچنین در تمام مدت جوانه زنی باید شرایط خلأ باشد این روش از نظر صنعتی اصلاً قبول نیست

در روش صنعتی جای بوته ذوب تک کریستال با توجه به این خاصیت است که هوا در زمان ایجاد از یک جوانه به وجود می آید سر جای ایجاد یک تک کریستال مراحل بعدی را انجام می دهیم که یک تک جوانه ایجاد شود مانند دستگاه زیر حبس تنگ تری دارد ارتباط با سطح یک مذاب تکاری دهیم در شروع ایجاد به علت وجود سرعت خارجی (تنگ حبس) جوانه ای به صورت هترو ژن در تنگ آن ایجاد می شود و آن سطح با سرعت مناسب و دستی بالا می کشیم که در عین حال کریستال های ایجاد جوانه ای دیگر وجود نداشته باشند ارتباط جوانه با سطح مذاب هم قطع نشود تا ایجاد و آخر بهار کند حاصل یک تک کریستال است

تبدیل آلوتروپی : در موقع حرارت دادن در درجه حرارت ای عنصر که ای در بعضی از عناصر تغییر ساختمان بلور داشتن نوع می دهد که به آن تبدیل آلوتروپی گویند و این تغییرات به حالت تعادلی انجام شود قابل بازگشت است از شکل ۳ دفعه طی ۲ بار سالت ۲ بار و ... تغییر آلوتروپی صورت می گیرد

تروکول : از ۲ سیم با جنس مختلف ساخته شده است به علت حرارتی که می بیند دچار تفاوت فشار می شود که دارای این دو سیم جریان بهدا می شود تفاوت است سری دو سیم ترموکوپل ایجاد می شود که توسط این اختلاف دقیق درجه حرارت مذاب تشخیص داده می شود . بنابراین درجه حرارتی که توسط ترموکوپل اندازه گیری می شود نوع سیم آن





هوسمل آلوتروپی یک عنصر است

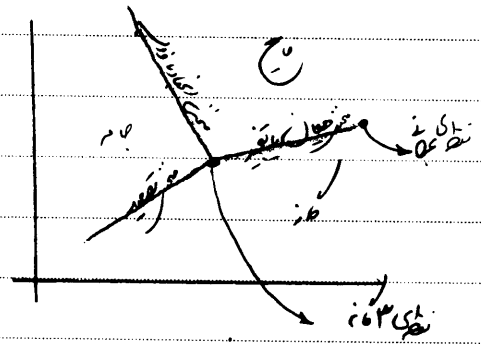
آهن α < 769 < آهن α < 911 < آهن γ < 1392 < آهن δ < 1536

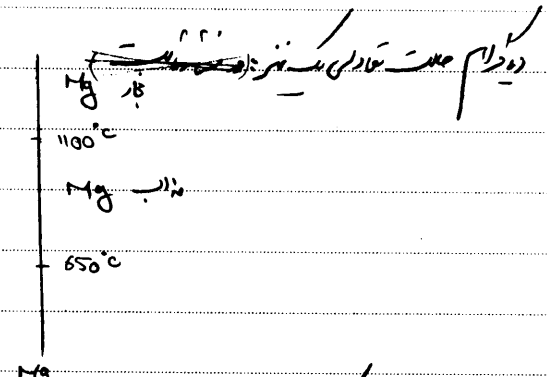
BCC مغناطیسی — BCC غیرمغناطیسی — FCC — BCC

تفاوت آهن δ و آهن α در پدیده تبلور است آهن δ دانه‌های درشت‌تری دارد

آهن α در شرایط تعادلی در دمای اتاق هم دیفیوژن می‌کند و نقاط توقف دارد اما با سرعت بیشتر از سرعت تعادلی به نقاط توقف می‌رسد و گرمای کمتری آزاد می‌کند

$Ar_i < Ac_i < Ac_i$





در نقاط پایه‌ای تعداد فاز در حالت تعادل ۱ است اما در روی منحنی‌های تعادل ۲ فاز با هم در حالت تعادل هستند

هر نقطه‌ای در نمودار تعادل یک نقطه‌ی حالت تعادل گویند و توسط یک فشار و دما مشخص می‌شود

در نقطه‌ی ۳ فاز سه فاز مایع، جامد و گاز در حالت تعادل است

در نقاط پایه‌ای منحنی‌های فاز با هم برابرند و نمی‌توانند با هم تبادل کنند

به خاطر منحنی فاز مایع با جامد با هم فرق زیادی نمی‌کند تفاوت این است که به خاطر فشار نیز در فاز جامد تراکم اما در حالت مایع تغییر می‌کند اختلاف چگالی فاز مایع و جامد با هم زیاد نیست به ۷٪ فاصله‌ای است در داخل مایع و جامد تقریباً یکی است هم تقریباً در مایع نیز فازهای نظم هستند تفاوت این است که نظم تقریباً تبادل می‌شوند درنتیجه وجود تقارن بیشتر در فاز مایع جابجایی خاص بیشتر است سرعت حرکت می‌کند

درجه‌ی آزادی: تعداد پارامترهایی است که می‌توانیم تغییر دهیم تا خاصیت به وجود آید بدون اینکه تغییر فاز رخ دهد

$F+2 = n+2$ ← درجه‌ی آزادی

← تعداد فازها در حالت تعادل

در نقاط پایه‌ای، نقطه‌ای $F+2 = 1+2 \Rightarrow F=2$

در روی منحنی تعادل، فشار یا دما $F+2 = 1+2 \Rightarrow F=1$

در روی نقطه‌ی ۳ فاز $F+3 = 1+2 \Rightarrow F=0$

یعنی تغییر فشار و دما نمی‌توانند کاری کنند که در آن ۳ فاز حالت تعادل باشند

دو معادله نقطه ذوب با شیب منفی دارد اگر فشار را تغییر دهیم هم دمای ذوب تغییر می‌کند

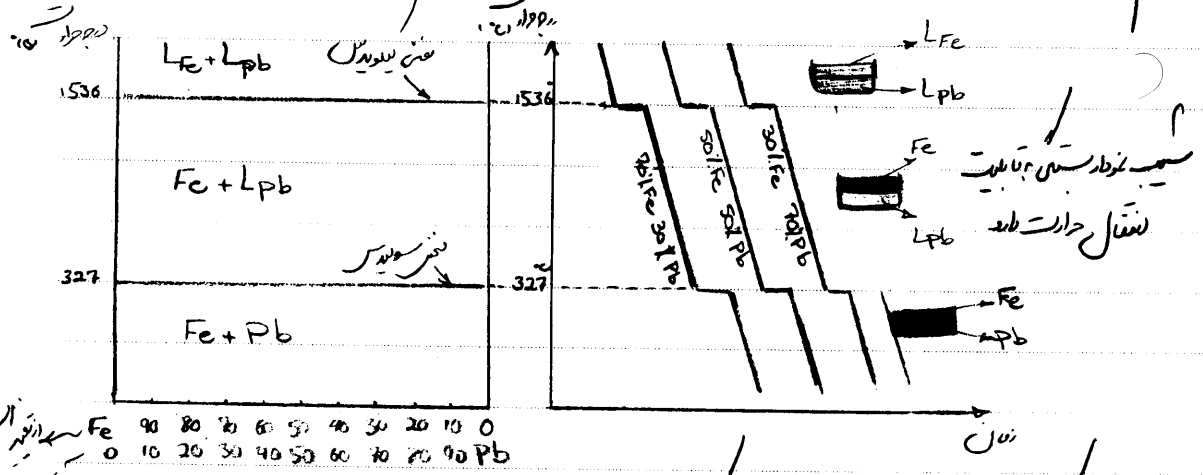
$$\Delta T = \frac{H_{sf}(V_L - V_S)}{T_{sf}} \Delta P$$

$$\Delta T = \frac{H_{sf}(V_l - V_s)}{T_{sf}} \Delta P$$

دیاگرام حالت تعادلی ۲ فلز:

کلیه فلزات به صورت خالص و محلول جامد در اثر ناخالصی خواص فلزی خود را از دست می‌دهند و به ترکیب خاصیت فلزی خود را حفظ می‌کنند. البته در بعضی موارد مثل انتقال حرارت از فلز خالص استفاده می‌کنیم اما برای بهبود خواص مکانیکی باید از مکانیزم‌هایی استفاده کنیم مثل آلیاژ کردن (به دلیل عایق و انتقالات شیمیایی) برای آلیاژ کردن فلزات باید دقت کرد فلزات نباید هم خاصیت آلیاژ شدن داشته باشند.

بعضی فلزات هیچ در هم نمی‌روند. قابلیت انحلال یا انحلال پذیری می‌یابد در حالت فلزات ۲ به ۲ هم می‌آمیزند یا هم مخلوط می‌شوند یا به صورت محدود یا نیز محدود



سیب مخلوط سنتی با قابلیت انتقال حرارت خوب

برای ایجاد حلالیت ۲ فلز در حالت جامد پرس می‌کنیم باید دمای فلز نزدیک به هم پرس کنیم

اگر ۲ فلز در حالت مذاب با هم حلالیت نداشته باشند در حالت جامد هم با هم آلیاژ نمی‌شوند

نقطه یوتکتیک به نقطه‌ای که نقطه ذوب را کم می‌کند

نقطه سولیدوس به نقطه‌ای که نقطه ذوب را زیاد می‌کند

جلسه ی شصتم ۸۳/۷/۲۸

قاعده ی اهرم را در نقاط سه فازی چطور استفاده می کنیم؟

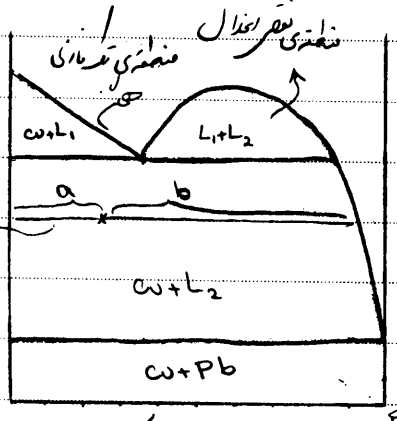
اگر در حالت مذاب حالات تعادلی همه ی فازها را بدانیم آن را چه می نامیم؟

دیاگرام سیستم دو تایی با انحلال محدود در حالت جامد:

مثل دیاگرام Cu-Pb / Zn-Pb

مذاب L_1 سه عنی ترکیب و Cu و مقدار جزء سر است

مذاب L_2 سه عنی ترکیب و Pb و مقدار جزء سر است



هر چه حلالیت در حالت مذاب کمتر باشد منحنی تغییر انحلال بزرگتر است

برای رسم دیاگرام به ترکیب های متفاوت از ۲ فاز برسیم و آنها را در حرارت دهم تا بالای نقطه ی کیوتکتیک سپس آنها را در حالت تعادلی سرد می کنیم در نتیجه آن را خواهیم بررسی نمود می دهیم. بنابراین هر نقطه ی دیاگرام یک حالت تعادل دهنده است

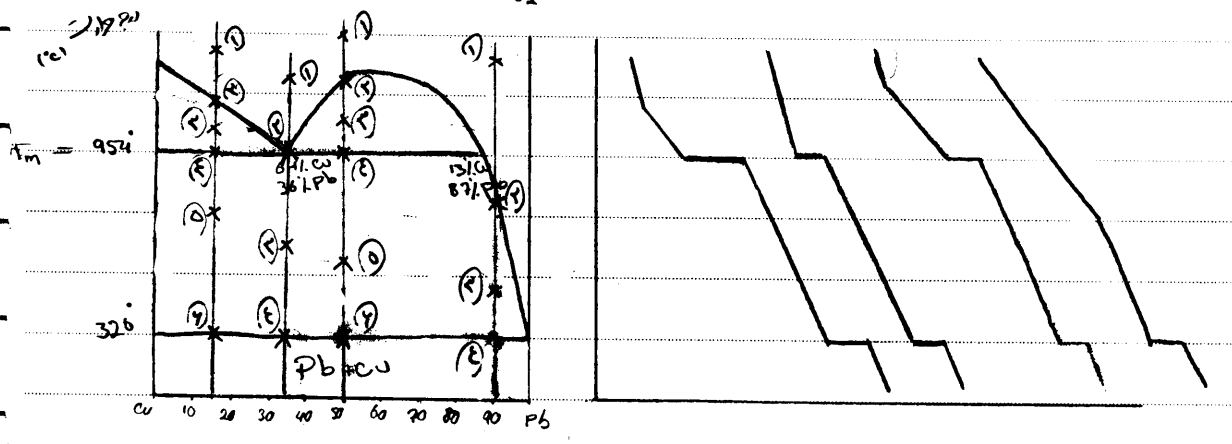
ترکیب فازی در حال تعادل

سنتز ۲ فاز ← ۲ فاز در حال تعادل

برای سنتز ۲ فاز از این دو حرارت استفاده می کنیم این دو حرارت یک خط افقی در دیاگرام است) که از نقطه ی در حال تعادل گذشته و امتداد پیدا می کند تا منحنی های مرزی را قطع نماید برای بدست آوردن ترکیب فاز از این نقطه ی خط این دو حرارت که منحنی های مرزی را قطع کرده عمود هم جدا نقطه رسم می کنیم. برای بدست آوردن مقدار فاز از قانون اهرم استفاده می کنیم

$$m_{Cu} = \frac{b}{a+b} * 100 \qquad m_{L_2} = \frac{a}{a+b} * 100$$

$$m_{Cu} * a = m_{L_2} * b$$



** در خط افقی متعلق به دیاگرام ۳ فاز در حال تعادل هستند و یک تحول در حال انجام است خط افقی متعلق به دیاگرام حوزه یک نقطه‌ای توقف در نمودار درجه حرارت - زمان است

① / 15٪ Pb و 85٪ Cu را در دمای بالاتر از خط ABC ذوب کرده و سپس آرام آرام سرد می‌کنیم تا به نقطه ① برسیم در این حالت مقداری مذاب به صورت همگن داریم از این نقطه به بعد با ادامه سرد شدن فاز Cu آغاز می‌شود دمای T_C می‌نامیم که در آن اولین جوانه فاز جامد از این نقطه وارد فضای ۲ فازی می‌شویم. در مورد مخلوط‌های متعادل ۲ فاز در حالت تعادل هستند اما جهت‌دار یکی از آنها صفر است در این نقطه هم مقدار Cu به همین صورت است چون طبق قانون اهرم داریم

$$m_{Cu} = \frac{b}{a+b} * 100$$

و مقدار b در نقطه ② صفر است

$$m_{L_1} = \frac{a}{a+b} * 100 = \frac{15}{15} * 100 = 100$$

در طول رسیدن از نقطه ② به نقطه ③ و ④ Cu از مذاب L_1 جدا می‌شود و غلظت Pb در محلول L_1 بالا می‌رود تا زمانی که Cu اضافی آزاد می‌شود و سرعت از دست دادن درجه حرارت کاهش می‌یابد علت تغییر شکل و شکست در نمودار درجه حرارت - زمان نیز همین است

در نقطه ④ که روی خط افقی (ارتوتکتیک) متعلق به دیاگرام حوزه دارد ۳ فاز Cu، L_1، L_2 در حالت تعادل هستند از T_C تا T_m Cu از فاز L_1 جدا شده و است در T_m غلظت Pb در مذاب L_1 این نقطه به اوتکتیک تبدیل و مذاب L_2 می‌شود یعنی در Pb مقدار مشخصی Cu با این تحول تحول یوتکتیکی گویند که حوزه یک نقطه‌ای توقف است بعد از زمانی T_m تمام مذاب L_1 تبدیل می‌شود

۱۹٪ تحول فاز Cu و L_1

تحول یوتکتیکال: ۸۱٪ در حین تحول فازهای Cu، L_1، L_2 در تعادل هستند

۱۹٪ بعد از تحول فازهای Cu، L_2

$$Cu + L_1(64\%Cu, 36\%Pb) \xrightarrow[\text{دمای ثابت } 954]{\text{یوتکتیکال}} Cu + L_2(13\%Cu, 87\%Pb)$$

$$m_{Cu} = \frac{36-15}{36} * 100 \qquad m_{Cu} = \frac{87-15}{87} * 100$$

مقدار m_{Cu} به دمای ثابت 954 محاسبه می‌شود

$$\left(\frac{87-15}{87} - \frac{36-15}{36}\right) * 100$$

و Cu جامد تبدیل می‌شود و از مذاب جدا می‌شود

بعد از تحول یوتکتیکال باز هم کم کم Cu از محلول L_2 جدا می‌شود تا نقطه ⑥ که روی خط افقی متعلق به دیاگرام حوزه دارد در این نقطه تحول یوتکتیکی رخ می‌دهد در این نقطه فاز Pb شروع به ایجاد می‌کند و جدا می‌شود

حال اگر با نقطه a در جهت عقربه‌های ساعت ۳۶۰ درجه بچرخیم، سر بردار ۲۴۰ درجه دوران می‌کند و به نقطه ④ می‌رسد. با تجزیه مؤلفه‌ها روی محورها، نقطه ② نقطه ③ معادل سر بردار b_1 و b_2 است و وجود دارد تا به نقطه ④ که همان سر بردار b_2 است، برسد.

* نکته: اگر بردار از مبدأ جدا شود، مانند اهرم یا فنر می‌شود.

حالت سوم: ۱۵۰ سر ۱۵۰ سر بردار داریم در نقطه ② مانند جهت‌های نقص انتقال می‌گوییم در این نقطه اندازه بردار همانند با ۲ اندازه بردار b_2 تبدیل می‌شود. در برآیند آنها شرکت بردار ۲ برابر بردار توسط یک بردار برآیند جدا می‌شود. اندازه بردار برآیند برابر می‌شود. در این نقطه نقص انتقال صورت (مانند b_2 چون $a=0$ است) و نقطه ③ تعادل بین ۲ بردار b_2 داریم با نقطه ② و ④ بردار b_2 در تعادل هستند تا در نقطه ④ که بردار b_2 از بین می‌رود و تبدیل می‌شود به b_1 و بردار b_2.

نوع حرکت در بین دو حد که در آن داریم ۹۰ درجه b_2 و ۱۵ درجه b_1 است، حرکت مخلوط نامیده می‌شود و دو حرکت انتقالی و دورانی با هم روی نقطه حرکت پیچشی می‌دهند.

نوع تعادل سوم مهم است. ۲ نیرو که در سیم با فاصله مشخص وجود دارند می‌بینیم b_1 و b_2 هستند. b_1 همان b_2 است.

b_2 های بعدی جزئی تکراری است.

$F_{n+2} = n+1$ ← روابط اولر
تعداد لبه / تعداد وجه

جلسه سوم ۸۳،۸،۳

سیستم‌های دو تایی حالات تعادل:

دو نیرو که هم‌جهت در حالت جامد باید شکل کریستال‌های خطوط (تعادل جامد) a می‌دهند. این نقطه از تعادل جامد هم به تعادل دینامیک است.

کریستال مخلوط به دو صورت ایجاد می‌شود. به صورت سه بعدی که بین اتم‌ها وجود دارد می‌توان اتم‌های نیتروژن را جای اتم‌های خود گرفت. در جواهر اتم‌های جوشش پیدا می‌کنند که به این حالت کریستال مخلوط جانشینی گویند.

اما ممکن است فقط اتم‌های آلیاژی جزئی کوچک باشند مثل کربن، ازت، اکسیژن. در این حالت اتم‌های نیتروژن آلیاژی در جای بین اتم‌ها قرار می‌گیرند که به این حالت کریستال مخلوط بین نشینی یا کریستال مخلوط اینترستیشی می‌گویند. این نوع محدود است و باعث تغییر شکل الاستیسیته می‌شود و شکنندگی کریستال‌ها را بالا می‌برد.

نیروی نیمه : نیروی اصلی نیروی هسته ای در فاصله کمتر از 1/50 نانومتر

هر ذره یک نوترون یا پروتون یا نوترون تشکیل کریستال فوتون تشکیل می دهد می توانیم آلیاژ ایجاد کنیم

خواص مکانیکی آلیاژ ها به ساختار ریزدانه بستگی دارد

خواص قابلیت پذیرفتن اتم های دیگر به ساختار اصلی فلز اصلی عرض می شود

وقتی شبکه کریستالی جمع یا باز می شود اولا انرژی داخلی زیاد می شود چون نیروی فشرده و بلند اتم کار می کند

در نتیجه اتم هایی که می خواهد مستقر گیرد در جوار اتم اولی نمی تواند مستقر گیرد و باید در فاصله ای با نیروی کریستال های دیگر

در داخل شبکه کریستالی دو نوع مختلف از اتم های آلیاژی هستند نباید نیروی شبکه اصلی فلز زمینه و همچنین Carecter فلز زمینه تغییر نکند

قابلیت انحلال : مقدار حرکت اتم های آلیاژی در داخل شبکه فلز اصلی تا آن جا ادامه می یابد که اتم بیشتر مقدار دیگر کلا مشخصات اصلی زمینه تغییر کند وقتی صحبت از انحلال می کنیم

در این درجه با صد است که تنش های الاستیک ایجاد شده توسط نشستن اتم های در ساختار اتمی

بالا تمام حد خود می رسد بالاتر این وضعیت از حالت تعادل خارج می شود و ساختار فلز اصلی

تغییر می کند چه اختلاف بالاتر شبکه فلز اصلی و آلیاژی بیشتر باشد قابلیت انحلال کمتر می شود

استحکام آلیاژ : یکی از روش های بالا بردن استحکام مکانیکی و استحکام در مقابل تغییر شکل آلیاژ است

و این روش بهتر است که انسان از دیرباز در عصر برنز متالورژی را شناخت یافت و برنز سلاح و ابزار می ساخت

در فلز خالص در اثر ایجاد نابجایی تغییر شکل و تغییر شکل الاستیک ایجاد می شود

وقتی آلیاژ می کنیم اتم های مختلف آلیاژی مانع این حرکت شده و باعث تنش الاستیکی و جابجایی می شود

و استحکام آلیاژ بیشتر و فلز خالص بالا می رود

در کریستال های مختلط اتم های آلیاژی هم به صورت منظم و نظم دهی می توانند داخل شبکه اصلی کریستالی مقادیر معادل

منظم در سیستم شبکه می توانند تشکیل Super lattice یا over structure تشکیل می دهد در این حالت

نیروی هسته بین دو اتم آلیاژی با اتم فلز زمینه بیشتر از نیروی هسته بین دو اتم آلیاژی با خود و فلز زمینه با خود است

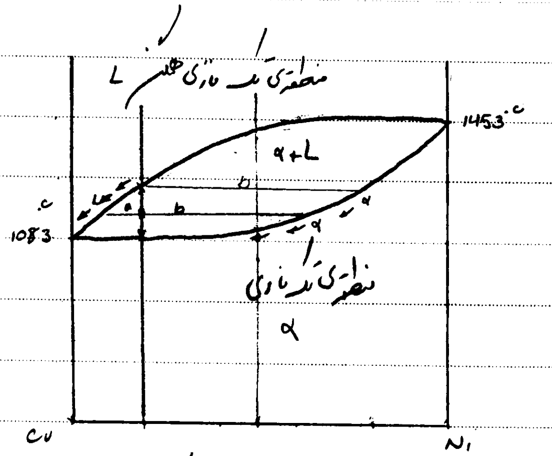
معلوم که هر فلزی با هر نسبتی تشکیل آلیاژ نمی دهد و حلالیت محدود هست شرایط انحلال : انرژی داخلی بالا می رود

شرایطی که ۲ فلز بتوانند به صورتی با هم تشکیل آلیاژ بدهند عبارت است از :

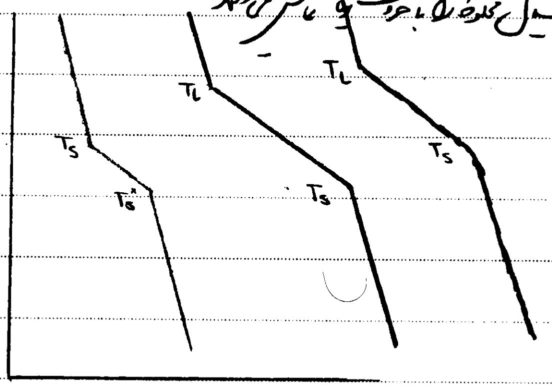
۱. نوع شبکه‌ی کریستالی آنها یکی باشد   ۲. اختلاف شعاع اتمی کمتر از ±۱۴٪ باشد

۳. در حالت مذاب کاملاً با هم محلول باشند   ۴. خواص شیمیایی نزدیک به هم داشته باشند (الکترونگاتیویته)

این شرایط برای ۲ فلز Cu و Ni وجود دارد هر دو شبکه‌ی F.C.C دارند اختلاف شعاع اتمی آنها ۲.۵٪ است در جدول تناوبی پشت سر هم هستند پس خصلت شیمیایی و مقدار الکترونگاتیوی شبیه به هم دارند



کریستال مخلوط را با حروف α نمایش می‌دهند



برای بررسی هر کدام ترکیبات از مس و نیکل را در نظر بگیریم در دمایی بالای از دمای ذوب حرارت می‌دهیم تا به منطقه‌ی تک فازی مذاب برسیم بعد تعادلی سرد می‌کنیم و با استفاده از نمودار دما-زمان آن را بررسی می‌کنیم برای نیکل ۲۰٪ و مس ۸۰٪ به دما حرارت بالاتر کاهش می‌یابد تعادلی سرد می‌کنیم تا زمانی که در منطقه‌ی تک فازی مذاب است اتفاقی نمی‌افتد با رسیدن به دمای انجماد کریستال‌های α آغاز می‌شود در دمای معین ۲ فاز α و L در حالت تعادل هستند ترکیب هر کدام از آنها (α) با پایین آمدن ترکیب α و L که با هم در تعادل هستند تغییر می‌کند و ترکیب α روی منحنی سولیدوس و ترکیب L روی منحنی لیکوئیدوس تغییر می‌کند و بر اساس مکانیزم دیفوزیون α و L به تعادل می‌رسند در دمای T_s انجماد پایان می‌یابد و فقط فاز جامد α داریم از این به بعد تا دمای محیط دیگر هیچ تغییری در نمودار دما-زمان نداریم

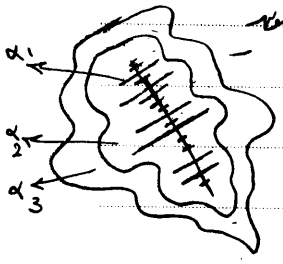
برای سایر ترکیبات مس و نیکل نیز همین تغییرات را داریم

فاصله‌ی $\Delta T = T_L - T_s$ را فاصله‌ی انجماد گویند هست پس ۲ منطقه‌ی تک فازی یک منطقه‌ی ۲ فازی وجود دارد

ساختار کریستالی کریستال مخلوط در صورت سرد شدن تعادلی دانه‌های چند ضلعی است و قابل تشخیص از فلز خالص

اگر غیر تعادلی سرد کنیم عامل بیشتری جدید را نمی‌توانند جمع شوند و در جدول صحیحی ایجاد جمع می‌شوند و بلورهای سرمایی تحت ایجاد می‌شود و فاز جامد بوجود آمده ساختاری دندریتی پیدا می‌کند

دیفوزیون کاهنده می‌است که در مقیاس زمان و درجه حرارت نسبی طرف دندریتی با کریستال مخلوط را سریع سرد می‌کنیم در جهت زمان تبادل ترکیبی سبب α_2 و α_1 بوجود آمده و از آن می‌گیریم و در نتیجه یک جدایش بین ساختاری مختلف ترکیب



مختلف α حدث می‌گیرد که در آن زمان و مکان سیون کریستالی تا هسته دار شدن یا Coring نامند

پس با سریع سرد کردن یک کریستال مخلوط ۲ اتفاق می‌افتد

1. زمینه دارای ترکیب متوسطی که دارای دندریتی که دارای سرمای تحت ایجاد حاصل از Ni جذب

زمینه به سنگی کریستال مخلوط است و همین خاصیت انرژی‌زدایی کریستال؟

2. هسته دار شدن زنجیره‌ای سیون یا Coring که به علت عدم برقراری شرایط دیفوزیون رخ می‌دهد

در یک دانه α چون نمی‌توانند با همدیگر تبادل شوند و با هم تبادل ترکیبی انجام دهند و احتمالاً ترکیبی ایجاد می‌شود

حرکت اتم‌های خاصیت انرژی‌زدایی را تشدید می‌کند و این اتم‌ها همین انرژی خاصیت آن‌ها بستگی تأثیر می‌گذارد

البته دانه‌های شکل دار هم ساختار بلوری مشابهت دارند (بلورهای کریستالی چند ضلعی منظم) با بلور عکس است سر از شکل‌گیری زنجیره‌ای سیون کریستالی جلوگیری می‌شود اما در بعضی جوانب بیانه ایجاد جهت دار است در این حالت

بلوره‌ای به اتم‌ها می‌دهیم که زمینه دندریتی را در یک جهت هدایت کند ایجاد جهت دار باعث می‌شود که جوانب

کاهنده در جهت زمینه دندریت‌ها با جهت بلوره‌ای آن‌ها کاملاً متعادل باشد

وقتی فاز جامد ساختمان همین ساختمان دندریتی همراه با Coring داریم مشاهده می‌کنیم که عمل ایجاد در حدود ناقادی صورت گرفته است و چون در حالت ناقادی صورت گرفته اگر شرایط تعادل را ایجاد کنیم جهت حالت تعادل دوباره‌ای تحت تبادل می‌کند. جهت‌های مرجع کردن هرکدام از مسائل Coring یا ساختمان دندریتی کاهنده است عمل عکس آن را انجام دهیم

جدای از این بردن زنجیره‌ای سیون کریستالی چون این به علت عدم شرایط دیفوزیون خوب صورت گرفته ناقادی می‌کنیم شرایط دیفوزیون را ۲ باره برقرار کنیم دیفوزیون دما را بالا می‌بریم اما دما را ۳۰ تا ۵۰ درجه سلسیوس بالا می‌بریم تا از حالت جامد خارج نشویم در این دما دیفوزیون در جامد جدا زیاد شده و احتمالات ترکیبی برطرف می‌شود و بعد عمل عکس حرارتی همگن‌سازی نامند که دوباره آن ساختمان ناهمگن همگن تبدیل می‌شود و زنجیره‌ای سیون کریستالی از بین می‌رود ولی ساختمان دندریتی از بین نمی‌رود

در عمل جهت تبرید سازی تبرید را می کنند چون علت سازی تبرید سردی ای ایجاد است
مجدد برطرف کردن سازی تبرید باید سازی کریستال مخلوط را دوباره ذوب کنیم و دوباره آن را سرد
کنیم اما در حالت جامد اگر بخواهیم سازی را حفظ کنیم با بد عملیات حرارتی تبرید مجدد با کربنات لیتیم انجام دهیم
عملیات حرارتی تبرید مجدد از ۲ مرحله تشکیل شده است اول زیر T_R تبرید و سردی دهیم
دوم در بالای T_R حرارت می دهیم

$T_R \cong 0.42\ T_{sl}{}^{\circ}k$

تبرید و سرد تبرید زمانی است که زیر T_R انجام شود آنرا ۱۰٪ تبرید و می دهیم و تا حد حرارت T_R
حرارت می دهیم سپس اگر تقاضای سردی نیم سازی تبرید شده بیشتر از ۱۰٪ حد تعادل خواهیم داشت
در این حالت جوانه زنی ثانویه رخ می دهد که در اثر تبرید آن در حالت جامد رخ نداده و داده زنی خنثی
ضایع در است می شود

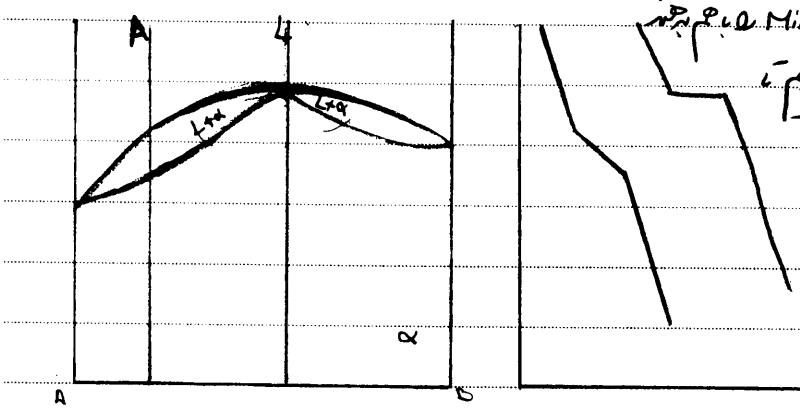
در فولاد ها علت تبرید دادن ۲ صورت قابل انجام است :
1. تبرید و سرد سردی در دمای T_R انجام می شود
2. تبرید و سرد گرم کردن بالای دمای T_R انجام می شود

تمام عملیات حرارتی در حالت جامد انجام می پذیرد

حل مسئله ۸۳، ۸۲۵

در سیستم های ۲ تایی با فاز مایع در حالت جامد که ۲ سطح انرژی آزاد دارد هستند در دیاگرام حالت تعادلی آن
۳ حالت دارند : 1. نقطه ای تک فازی در ناحیه جامد
2. منطقه ای ۲ فازی شامل کریستال های مخلوط
3. منطقه ای تک فازی کریستال های مخلوط

بعضی از این حوزه ها دارای سطوح انرژی هستند که در دیاگرام حالت تعادل این ۲ فاز نمی شود و تبرید سرد
تشکیل یک نقطه Min و Max در هم برهم

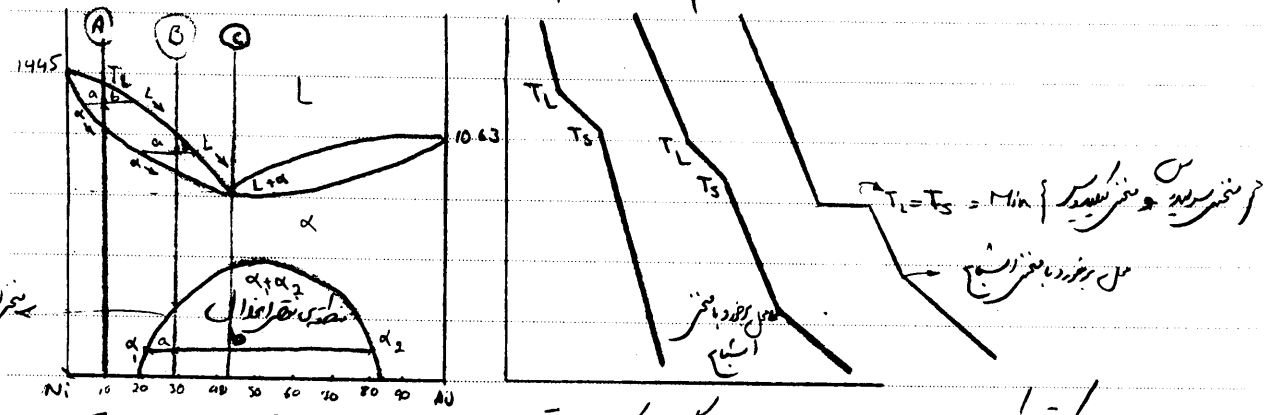


A، در ابتدا محلول مذاب کمی داریم تا
رسیدن به درجه حرارت T_L ادامه
آنالیز می شود همان طور به آرام
سرد می شود به روی منحنی سولیدوس
و L روی لیکوئیدوس تغییر می کند
تا دمای T_S که انجماد پایان می پذیرد

دوتا از نقطه‌ی تک فازی کریستال مخلوط می‌شوم در این حالت ۲ تا از B و A تشکیل یه ترکیب دادند

(B) که درصدی که از فلز B و A در این طرح (تقریباً از نقطه‌ی Max) بلند ترکیب دقیقاً مثل یک فلز خالص عمل می‌کند و در حال دو جوارت تمام مذاب به کریستال مخلوط تبدیل می‌شود و این به ایجاد دو تک نقطه آغاز و دو خط نقطه پایان می‌انجامد

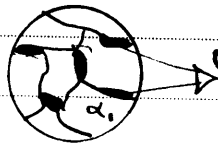
در حل اگر دو دیاگرام ۲ فلزه این صورت بود می‌گیم فلز B و A با هم تشکیل یه ترکیب دادند

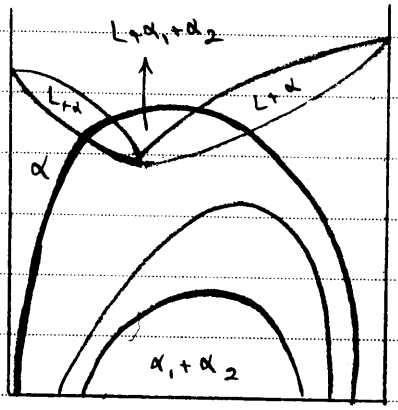


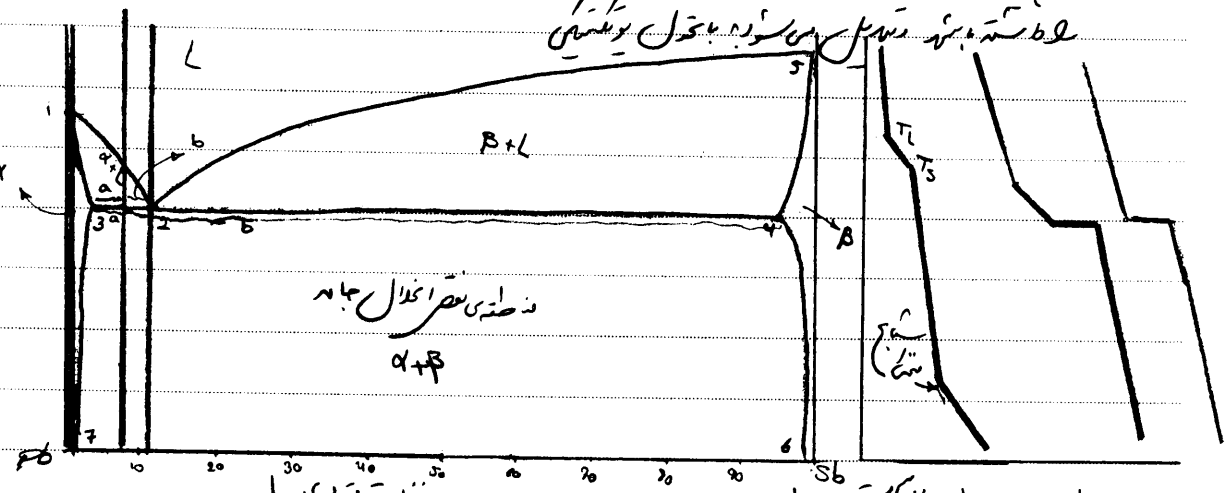
اما در صورتی که تشکیل Min چند تا بدی بررسی این رفتار ترکیبات مختلفی از Ni - Au که برداشته حالات می‌دهیم تا محلول مذاب همین که به دمای آدم و آدم سرد می‌کنیم و تغییرات که می‌دهیم می‌کنیم

(A) مثلاً محلول Ni ۹۰٪ و Au ۱۰٪ که برداشته در مذاب همین که سرد می‌کنیم بار سیدن به T_L انجماد و جدا شدن فاز α از مذاب آغاز می‌شود با اولین سرد کردن کریستال مخلوط α روی منحنی سولیدوس در مذاب روی منحنی لیکوئیدوس تغییر می‌کند تا در نقطه‌ی T_S که انجماد پایان می‌یابد و کریستال مخلوط α می‌ماند از T_S تا دمای محیط تغییر دیگری در α ایجاد نمی‌شود

در منحنی (B) Ni ۳۰٪ و Au ۳۰٪ که تا بالای دمای لیکوئیدوس می‌کنیم در مذاب همین که دما کم (تقاری) سرد می‌کنیم تا به دمای T_L برسد در این دما انجماد آغاز می‌شود و α از مذاب جدا می‌شود و فاصله‌ای انجماد (بین T_L و T_S) تبادل ترکیب بین α و L صورت می‌گیرد تا دمای T_S که انجماد پایان می‌یابد و در نقطه‌ی تک فازی α می‌شوم ساختار میکروسکوپی α (با فرض تقاری سرد کردن) یک ساختار یا دانه‌ای همگن است یا سیمان (منحنی سرمایش). تا قبل از این دما تمام Au که برداشتیم در Ni حل می‌شود است یا کاهش دما تا بعد از انحلال بیشتر کاهش می‌یابد اما هنوز تنشی‌ای داخلی در آن نیست که باعث اضمحلال شود نرسیدن است اما با رسیدن به این دما تنشی‌ای داخلی به حدی می‌رسد که Ni جدا شدن از Au می‌رسد از این دما به بعد جدا شدن Au از Ni به صورت فاز جدید α_2 جدا می‌شود و در یک نقطه‌ی ۲ فازی α_1 و α_2 می‌شوم که α_1 و α_2 در حالت تعادل حداکثر α_1 غنی از Ni و حداکثر α_2 غنی از Au و همگنی Ni که در خود دارد در این دما فاز جدید α_2 از α جدا می‌شود جهش به وجود آمدن یک فاز جدید لذا باید جوانه‌ای آن شکل بگیرد جوانه‌ای در جای مذاب نرم می‌گیرد یعنی در جایی که حل شدنی است لذا نمی‌تواند به نواقص شبکه‌ی کریستالی مهمترین نقص نقص ۲ بعدی است یعنی در مرزدانه‌ها جوانه‌زنی در مرزدانه‌ها سخت‌تر از جوانه‌زنی داخل است چون







Etude Graphic

مثال سرباسی نرمه‌ی مثال Cu-Pb اما قابل حل یوتکتیک
Pb+Cu ← L+Cu یوتکتیک بین ۲ فاز Cu-Pb

سرد کردن سرباسی 5-2-1 چه پدیده‌ای رخ می‌دهد؟ ابتدا و انجماد در این دما شروع می‌شود
سرد کردن سرباسی 5-3-1-4-5 در انجماد در این نقطه پایان می‌یابد

این دیاگرام می‌تواند متعلق به آلیاژ سرب و آنتیموان باشد. در آنتیموان یک سیمان فلز است چون بیرونی بین کوالانسی است

بازه‌ی پوسی دیاگرام تشکیل از سرب و آنتیموان بود. می‌دانیم جوابت می‌دهیم تا بالای T_e می‌بریم تا مذاب همگن داشته باشیم و تعادلی سرد می‌کنیم چه می‌شود؟

98% pb و 2% sb بود. می‌دانیم تا سیمان بالای T_e هیچ تغییری نداریم با سیمان بالای T_e انجماد با جدایش فاز α از مذاب آغاز می‌شود. در نقطه‌ی ۲ فازی L و α می‌شویم در نقطه‌ی ۲ فازی L-α پایین آمدن دما باعث می‌شود مقدار سرب و α روی منحنی سولیدوس تغییر کند و هم در تعادل هستند. می‌توان ترکیب L و α را استنتاج کرد. این دما جوابت بود. می‌دانیم با سیمان T_s انجماد پایان می‌پذیرد و در نقطه‌ی تک فازی α وارد می‌شویم. در این نقطه با پایین آمدن تغییری در α نداریم و تمام 2% sb و pb حل شده است. دیگر جدایی جوابت وجود ندارد و تمام؟ یعنی اشتباه می‌کنیم در حقیقت با پایین آمدن دما حلالیت اتمهای sb در pb کاهش یافته و تمام؟ یعنی اشتباه می‌کنیم عمل رخ‌داده در حالت جامد صورت می‌گیرد (عمل رخ‌داده در حالت جامد نیز صورت می‌گیرد) مثلاً کریستال مخلوط شده است. پس از عناصر ایجاد شده در آن اشباع شده و مقدار اضافی خود را به صورت کریستالی مخلوط β از خود دور می‌کند (دور می‌کند) و کریستال مخلوط β از α جدا می‌شود. رخ‌دادن‌های β روی مرزدانه‌ها شکل می‌گیرد و α در نهایت متصل می‌ماند. در این جا چون α و β داریم می‌گوییم آلیاژ شکل شده است

ترکیب بهره‌ی ترکیب نقطه‌ی ۲ فاز می‌دانیم 11.1% sb و 88.9% pb جوابت می‌دهیم مذاب همین ترکیب را دارد وقتی به دمای جوابت $252^{\circ}C$ می‌رسیم انجماد آغاز می‌شود انجماد با تحول یوتکتیک

هر سه یک فاز مذاب در دمای ثابت تبدیل به ۲ فاز جامد شود تحول یوتکتیک رخ داده است

$$L\left(\begin{matrix}88.9\ pb\\11.1\ sb\end{matrix}\right) \xrightarrow[\text{ثابت}]{252^{\circ}C} \alpha\left(\begin{matrix}3.5\%\ sb\\pb\end{matrix}\right) + \beta\left(\begin{matrix}5\%\ pb\\95\%\ sb\end{matrix}\right)$$

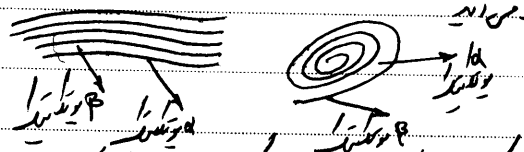
ترکیب یوتکتیک — یوتکتیک — α یوتکتیک — β یوتکتیک

در تحول یوتکتیک چون دما ثابت است انجماد آغاز می‌شود انجماد کامل و پایان می‌پذیرد. روی منحنی دما ثابت می‌ماند تا نقطه‌ای توقف داریم در صورتی که در ترکیب‌های دیگر تا ناحیه‌ای انجماد داریم یعنی در تحول یوتکتیک فاز مذاب با تمام به نسبت‌های α و β تبدیل می‌شود تا زمانی که تمام فاز مذاب از بین برود

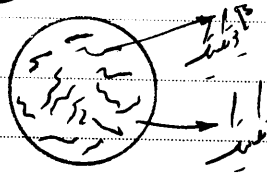
$F+r = m+1$

قبل از تحول	حین تحول	بعد از تحول
فاز L	نسبت‌های L, α, β	نسبت‌های α, β
$F=2$	$F=0$	$F=1$

آلیاژهای یوتکتیکال برحسب نوع یوتکتیک کاملاً شبیه هستند در بعضی از حالات که دو فاز A و B با نسبت خواص فیزیکی و فیزیکی مشابه هم هستند نقطه‌ی ذوبشان نزدیک و در حدود نقطه یوتکتیک یا نزدیک به ترکیب 50-50 است یوتکتیک زمانی رخ می‌دهد که دو فاز α و β به صورت نواری (۲ خط موازی یا متوازی) با هم رشد می‌کنند به این ساختار α و β از تفکیک لایه‌ها بوجود می‌آید



در غیر این حالت یوتکتیک غیر نرمال ایجاد می‌شود که یکی از فازها شکل دندریتی دارد که در حقیقت مغز دندریت را تشکیل می‌دهد



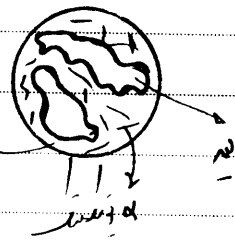
در نمودار حالت یوتکتیک ساده‌ترین حالت حد حلالیت صفر داریم

با کاهش درجه حرارت α روی مرز دانه‌های β و β روی مرز دانه‌های α تشکیل می‌شود

به دلیل اینکه در نظم فازها روی ساختمان تغییر چندانی ایجاد نمی‌کند ۲ فاز α و β هم‌محور تبادل ترکیبی دارند و α و β ترتیب Sb و Pb اضافی خود را با هم رد و بدل می‌کنند (از اصل دندریتی در این تبادل ترکیبی آشکار می‌شود)

ترکیبات سمت چپ نقطه‌ی یوتکتیک ترکیبات قابل یوتکتیک و ترکیبات سمت راست ماوراء یوتکتیک نامیده می‌شوند

در ترکیبات قابل یوتکتیک مثلاً ۸٪ Sb و ۹۲٪ Pb در هنگام حرارت در هم با پایه‌ی درجه حرارت T_L تا مذاب همگن صورت می‌گیرد بعد آهسته سرد می‌کنیم تا درجه‌ی T_L انحلالیت فاز α آغاز شود فازی که از مذاب ایجاد می‌شود فاز اولیه نامیده می‌شود که بصورت دندریتی تشکیل می‌شود چون سرمای کمتر ایجاد می‌شود فاز اولیه رشد بیشتری می‌کند در نقطه‌ی آغازی α و L به علت ایجاد α دیگر L برای تشکیل α کافی نخواهد بود و سرعت ایجاد کم می‌شود (علت شکست در منحنی درجه حرارت - زمان) تا رسیدن به دمای T_S که در این دما تحول یوتکتیک ماکسیمم است و از مذاب فاز اولیه‌ی α است ۲ فاز α و β یوتکتیک متراکم می‌گردد در این حالت هم فازهای اولیه α و β ی یوتکتیک با هم در تعادل هستند (از ساختمان میکروسکوپی متمایز نمی‌شوند و هم جنس ساختمان دندریتی α اولیه



فاز اولیه معمولاً جنس ترکیبات هر چه نزدیک‌تر هم داریم به نقطه‌ی یوتکتیک نزدیک‌تر باشد فاز اولیه بیشتر و α و β یوتکتیک بیشتر می‌شود

ترکیب چقدار فازهای اولیه در حال تعادل قبل از تحول پریتکتیک

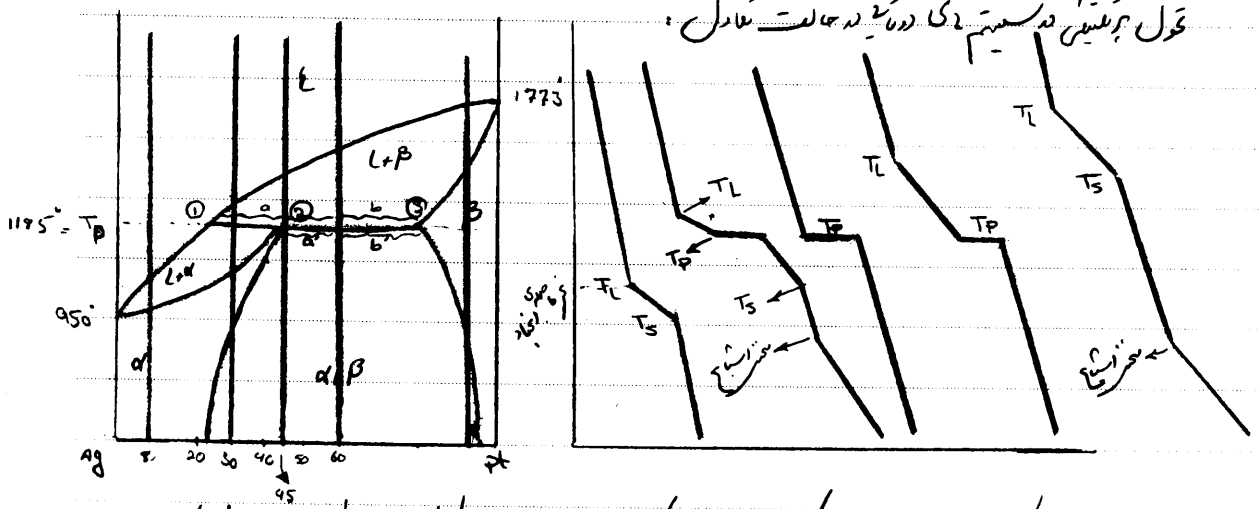
قبل از تحول $\begin{cases} a = 8 - 3.5 = 4.5 \\ b = 11.1 - 8 = 3.1 \end{cases} \longrightarrow m_{\alpha_{\text{اولیه}}} = \frac{3.1}{4.5+3.1} \times 100 = 40.79$

بعد از تحول $\begin{cases} a = 4.5 \\ b = 95 - 8 = 87 \end{cases} \longrightarrow m_{\beta'} = \frac{87}{87+4.5} \times 100 = 95.08$

میزان α که از تحول پریتکتیک بوجود آمده $m_{\beta'} - m_{\alpha_{\text{اولیه}}} = 54.29$

حضری هشتم ۸۳ ، ۸/۱۰

تحول پریتکتیکی در سیستم‌های دوتایی در حالت تعادل:



هر خط افقی تعلق به دیاگرام نشان دهنده‌ی یک تحول است که در این جا تحول پریتکتیکی بصورت خرچنگی است که یک فاز مذاب و ۲ فاز جامد در اطراف آن خط وجود دارد

$$L_{(1)} + \beta_{(3)} \xrightarrow{T_P} \alpha_{(2)}$$

فاز پریتکتیکی ← پریتکتیکال

فازهای α روی هم از فازهای جامد اثر می‌نهند و آن فاز جامد دیگری تبدیل می‌شود

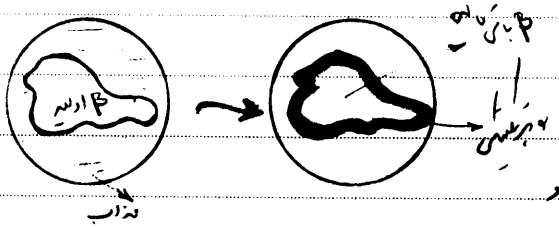
در این تحول معمولاً یک نقطه‌ی ذوب پایین و یک نقطه‌ی ذوب بالا وجود دارد

Pt و Ag فلزهای تحول پریتکتیکی هستند که بعدی بررسی دیاگرام تعادلی آن‌ها می‌پردازیم و مورد بررسی قرار می‌دهیم

بعد از تشکیل ترکیب 8 Pt ، 92 Ag درصد می‌ماند و حرارت را هم‌زمان تا بالای دمای T_L نگه‌داری می‌کنیم

بعد از اتمام آزمایش سرد می‌کنیم با رسیدن به دمای T_L انجماد یا همان تشکیل فاز α از مذاب آغاز می‌شود و بصورت خطوطی از فازهای α و L می‌شویم فاز α فازهایی تشکیل می‌دهند که از مذاب تشکیل می‌شوند و همان‌طور با فازی مذاب باقی‌مانده در دمای T_P واکنش می‌دهند و فاز جامد دیگری تشکیل می‌شود تا دمای T_S که انجماد کامل می‌شود و ما فازهای α داریم

برای سرباره در تحول دمایی ۵ درصدی ۵ خط (فاز) هیپوتکتیکی وجود نمونه‌های مایل ترکیب Ag 40% Pb 60% ۵ می‌داریم
و نمودار دمای حرارت T_L حرارت می‌دهیم تا فلز هنوز به سرعت آلیاژ و بعد سرد می‌کنیم در دمای حرارت T_L فاز β اولیه از مذاب شکل می‌گیرد و مورد نقطه‌ای ۲ فازی $\beta + L$ می‌شویم که با مرور مانعوری منحنی لیکویدوس و فاز β اولیه روی منحنی لیکویدوس تغییر می‌کند در این موقعیت در داخل بوته‌ی آزمایش حالت خیری داریم که هم فاز β و هم فاز مذاب وجود دارد در این حالت β به صورت دندریتی تشکیل می‌شود (بعلت حالت علی β اولیه به صورت دندریت هیپوتکتیک می‌باشد) دمای T_p که در سیستم مذاب با ترکیب نقطه P و فاز β با ترکیب نقطه‌ی S داریم که با هم در حال تعادل هستند در دمای حرارت T_p تحول هیپوتکتیکی آغاز می‌شود مذاب با باقی مانده از بیرون روی β تأثیر می‌گذارد و از لایه‌ای خارجی α تبدیل می‌کند این تحول از سطح بیرونی شروع می‌شود و به طرف هسته حرکت می‌کند بنابراین عناصری که آلیاژ باید جابه‌جا شوند طولانی‌تر می‌شود (مکانیزم دیفوزیون) و این جابه‌جایی می‌کند) و تحول ریشه کند شونده‌ای طی می‌کند در این تحول با تأثیر فاز مذاب روی فاز β اولیه β و α هیپوتکتیکی تبدیل می‌شود که فاز α هیپوتکتیکی در اطراف فاز اولیه تشکیل می‌گیرد



در تحول هیپوتکتیکی هسته‌ی فاز اولیه در حالی که در تحول یوتکتیک تنها وجود یک فاز مذاب که فاز اولیه در حالی که در تحول یوتکتیک تنها وجود یک فاز مذاب خارجی بود و مذاب با ۲ فاز α و β جابه‌تبدیل می‌شود بنابراین در تحول هیپوتکتیک قبل از T_p باید جامدی وجود داشته باشد بنابراین از T_p آغاز شده بنابراین می‌توان نتیجه گرفت خط انتهای تحول هیپوتکتیکی هسته توسط منحنی لیکویدوس تشکیل می‌شود

مشخصات تحول هیپوتکتیکی
- در ساختار میکروسکوپی سه فاز در اطراف فاز دندریتی مشاهده می‌شود
- در دیاگرام خط تحول هیپوتکتیکی توسط منحنی لیکویدوس تشکیل می‌شود
- ابعاد نسبی بافت‌های مشاهده شده در اطراف فاز دندریتی

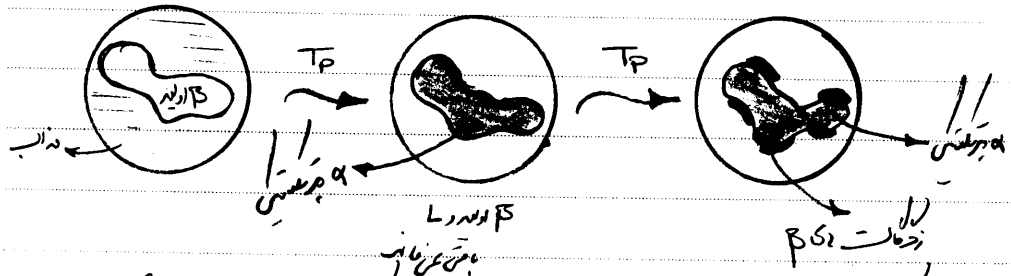
مقدار تحول هیپوتکتیکی
$$\begin{cases} m_\alpha = \dfrac{b'}{a'+b'} \times 100 \\ m_\beta = \dfrac{a'}{a'+b'} \times 100 \end{cases}$$

مقدار تحول یوتکتیکی
$$\begin{cases} m_L = \dfrac{b}{a+b} \times 100 \\ m_\beta = \dfrac{a}{a+b} \times 100 \end{cases}$$

با هم تحول در دمای حرارت α و β هم تعادل برگشتی می‌کنند و تفاوت اتحاد ریکانیت هم ماکزیمم است اما این تعادل برگشتی همچنین تفاوتی در ساختار میکروسکوپی α و β ایجاد می‌کند یعنی β همیشه در وسط فاز α هیپوتکتیکی در اطراف آن قرار دارد جدایه α و β روی هم نقش ریکانیت تشکیل می‌کند و این تعادل صورت می‌پذیرد

حال آلیاژ درصد جدایه‌ای هیپوتکتیکی ۵ داریم Ag 72% و Pb 28% حرارت می‌دهیم تا دمای T_L و آلیاژ سرد می‌کنیم تا دمای T_L ابتدا با تعادل فاز β اولیه آغاز می‌شود و ماکزیمم در حرارت در نقطه‌ای ۲ فازی $\beta + L$ و β اولیه روی منحنی لیکویدوس و L روی منحنی لیکویدوس تغییر می‌کند تا به دمای T_p در این لحظه با مذاب و β و α هیپوتکتیکی تبدیل می‌شود

در تحول تا زمانی که فاز L و β وجود دارد تا زمانی که فاز L و β وجود دارد و بعد از تحول پریتکتیک با بعضی از شاخه های α موجود می آیم عنی در نقطه ای پریتکتیک Max حدود Pt و Ag انحلال یافته سپس با جزء ای بعضی از شاخه های α و قطع کردن ادامه تحول تا سیون آغاز می شود و زنجیرات ای β روی مرزدانه ای α پریتکتیک تشکیل می یابد



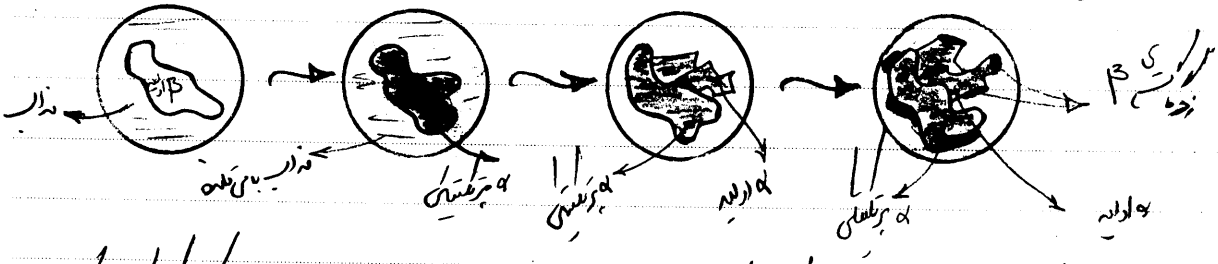
β اولیه همواره حسن تر است اگر عملیات تعادلی نشود ممکن است دانه ای فیبر ضعیف و اگر به صورت تعادلی نشود دانه ای دندریتی صورت می گیرد

زنجیرات ای β که از α جدا می شود و در حال ای نشست انرژی تشکیل می شود (مرزدانه ای)

β ای باقی مانده از عمل پریتکتیک همان فاز β α دارد که در وسط α باقی مانده است

α ای که از عمل پریتکتیک حاصل می شود فاز β α دارد چون از β فاز گرفته و روی آن حاصل می شود در صورتی که α اولیه فاز خود α دارد

در سمت چپ پریتکتیک Ag ٪۹۵ و pt ٪۳۵ دارد می دهم تا به دمای حین برسیم بعد سرد می کنیم تا به دمای حرارت T_L می رسیم با تشکیل ذرات β از مذاب ایجاد آغاز می شود. ایجاد ادامه پیدا می کند تا دمای T_p در این دما L و β با هم به مقدار تعادل دنبال ترکیبی هستند با α تبدیل می شوند اما مقدار β های تبدیل حاصل پریتکتیک از است و مقداری L باقی می ماند بعد از تحول مقدار منطقه ای دو فازی α و L می سوئم و تا β اولیه از بین می رود و α پریتکتیک روی آن فاز می گیرد اما با کاهش دما حرارت از L باقی مانده از تحول پریتکتیک α اولیه جدا می شود و در سه جایگاه یکسانی ما دو α وجود دارد α اولیه و α پریتکتیک است تا T_S که ایجاد پایان می پذیرد با کاهش دما انحلال pt در Ag کم می شود تا رسیدن به محلول اشباع که تشنج های داخلی Max می رسد و زنجیرات ای β از آن جدا می شود روی مرزدانه ها خود α تشکیل می یابد



در مرحله ای که α اولیه از مذاب اولیه تشکیل می گردد دانه ای فیبر ضعیف α اولیه روی سطوح α پریتکتیک تشکیل صفحات موازی می شود تا حدودی از انرژی سطح آزاد می کاهد تا تشکیل α تأمین کند

قبل از تحول مذاب با β در تعادل هستند حین تحول فاز α و β و L در تحول در حالت تعادل هستند و روی کاربرد $F_{e_3}O$ است چون ۳ فازه حالت تعادل است بعد از تحول در سمت راست نقطه ای پریتکتیک فاز β اضافی می ماند

از طرف دیگر تقریباً تمام فازها انعطاف‌پذیری خود را
تحول پلاستیک در حضور سرما بهبود می‌یابد چون تمام تحول پلاستیک مربوط به مکانیزم دیسلوکیشن بستگی دارد و دیسلوکیشن‌ها به سرما
بی‌تفاوت هستند

" سیستم‌های دوتایی ترکیبات بین فلزی "

ترکیب‌های بین فلزی تشکیل شده در اکثر سیستم‌های دوتایی هم غیر فلز و هم فلز هستند چون فلز با یک فلز یا یک شبه فلز ترکیب
بین فلزی می‌دهد این نسبت که یک فلز با فلز دیگری پیدا شود مهم این است که واقعاً بین فلزی باشد و در حقیقت مفهوم بین فلزی در این
است که خصوصیات و خواص بین فلزی از بین سرامیک‌ها و نمک‌ها است

$FeZn_{13}$ (s) $FeCr_2$ ، FeV_3 ، Mg_2Pb ، AlSb ، SbSn ، Fe_3C (سمنتیت یا کاربید آهن)

Cu_6Sn_5

خواص ترکیبات بین فلزی معمولاً ساختمانی، خواص عناصر سازنده‌ی آنهاست، تردد شکننده هستند در ساختمان‌های پیچیده‌ی
تبدیل و دگرشکلی پلاستیک در حین عمل تردد شکننده بودن آنها است چون فازهای تیز مرکز تنش می‌شود
دانه‌های سخت با انرژی بالا است و استحکام در مقابل سایش بالا چون پیوندی هستند بین فلزی از هم از نوع کوالانسی است هم
فلزی، و از طرفیت می‌توان شیمی‌ای تغییرات نمی‌کند، دانه‌های ساختمان پیچیده هستند و همین طور شبکه‌ی بلوری پیچیده
و متفاوت از عناصر سازنده

مثل مثال Mg_2Pb ساختمان Mg هگزاگونال و ساختمان سرب FCC است در حالی که ساختمان Mg_2Pb شبیه
شبکه‌ی سرب نیست و پیچیده است در واحد آن ۸ اتم Mg تشکیل شده

در AlSb که Al به صورت FCC و Sb هم به صورت جداگانه FCC است ولی AlSb مثل شبکه‌ی Al نیز پیچیده است
که ۴ اتم Sb در آن قرار گرفته شبیه یک هم مثلث

یا SbSn که Sb به صورت جداگانه و Sn به صورت تتراگونال است این شبیه SbSn به صورت شبکه‌ی NaCl است

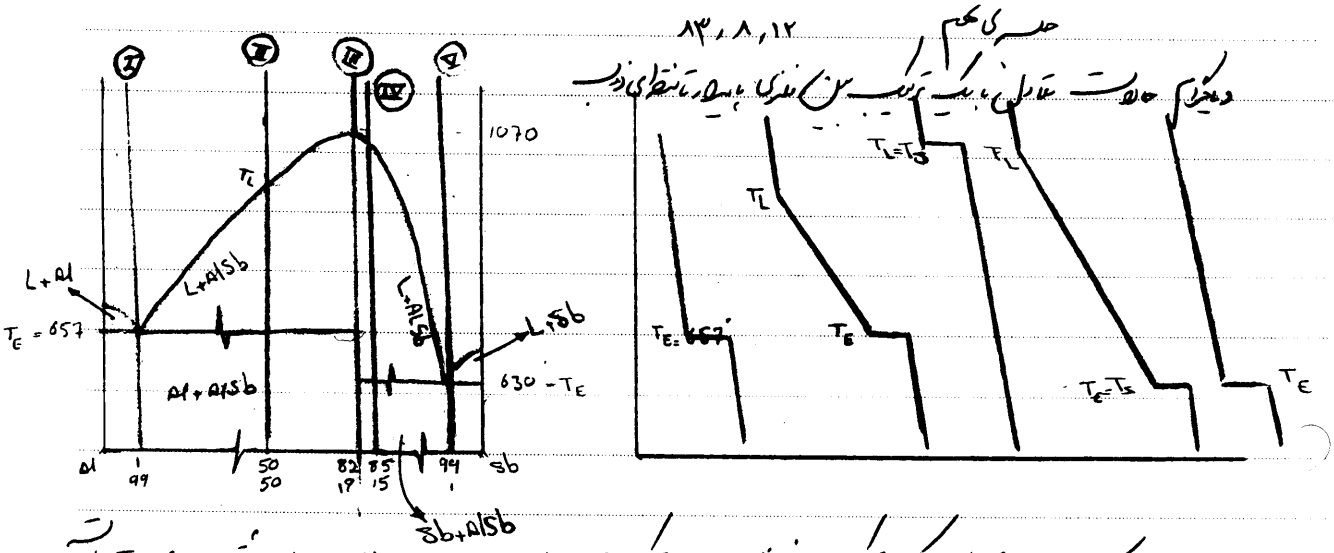
تنها شباهت فولاد استنیت با ترکیبات بین فلزی منظم بودن ساختمان بلوری است

اهمیت ترکیبات بین فلزی در آلیاژهای عیر آهنی خیلی زیاد است. مثل فولادها و چدن‌ها کربن در کنترل و به صورت Fe_3C یا
NbC ، WC است در صورتی که $FeCr$ یا FeV در داخل فولاد فولادهای مقاوم در مقابل استحاله می‌کند چون فازهای تیز
و شکننده‌ای هستند که شبیه ترک (crack) عمل می‌کند و حتی در خزش پیش از زمان مقرر جدا شده می‌شود

هر چه ترکیب پیچیده‌تر و بیشتر باشد و چه پیوندی هستی بیشتر از نوع کوالانسی باشد استحکام خواص ترکیبات بین فلزی از عناصر
سازنده آنها بیشتر می‌شود

هر ۱۰ درجه‌ای ترکیب بین فلزی با سیستم خطی تغییر در محدوده‌ی خاصی وجود دارد

۸۳/۸/۱۲



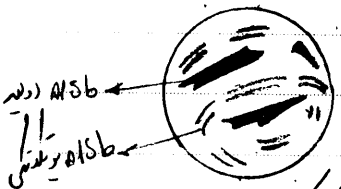
بحث بررسی دیاگرام جهت تعادل یک ترکیب بین فلزی با پیوند ترکیبات مختلف از Al و Sb و برداشته با بالای T_L حرارت ی دهم و بعد آنها سرد می کنیم و تحولات آن را بررسی می کنیم بعنوان مثال ترکیب I با Al/99 ، Sb/1 کدام ترکیب از نقطه ی یوتکتیک محسوب می شود وقتی مذاب همین ترکیب را سرد می کنیم تا رسیدن به دمای T_E هیچ تغییری در مذاب روی نمی دهد اما در دمای T_E در پیوند ی یوتکتیک شروع می شود از مذاب فازهای جامد ۲ فاز Al و AlSb ایجاد می شود

$$L \xrightarrow{T=657} Al, AlSb$$

بنابراین حالت در سه حضار ما فقط ۲ فاز Al و AlSb یوتکتیکی وجود دارد

اگر ترکیب II یعنی Al/50 ، Sb/50 را برداریم و از حالت مذاب همین شروع به سرد کردن کنیم تا رسیدن به دمای T_L ابتدا با جدا شدن فاز AlSb آغاز می شود. در نقطه ی ۲ فاز AlSb و L با سرد کردن طی تانون اهرم ۲ دما استفاده از این دو حرارت مقدار AlSb اولیه که از مذاب به بیرون می آید زیاد تر می شود ترکیب L و AlSb به ترکیب روی منحنی لیکویدوس و خط عمودی محور غلظت تغییر می کند با رسیدن به دمای T_E چون ترکیب فاز جدید یوتکتیک است L باقی مانده به Al و AlSb یوتکتیک تبدیل می شود در این ترکیب در سه حضار دیگر فقط سه نوع AlSb داریم یعنی AlSb اولیه و یکی AlSb یوتکتیکی. هیچ فازی اولیه حذف نمی شود

اگر از نقطه ی یوتکتیک همین دو سوم مقدار AlSb اولیه و L باقی تانون اهرم را بررسی می کنیم به نتیجه مقدار L باقی می کنیم می شود و در نتیجه فازهای یوتکتیکی که ایجاد می شود کم است. اگر فاز AlSb یوتکتیکی با روی فاز AlSb اولیه را سرنیع برسرد کردن کنیم در سه حضار نقطه فاز AlSb یوتکتیک وجود ندارد اگر سطح AlSb اولیه و AlSb یوتکتیک را بررسی کنیم فاز AlSb اولیه فازی است که در دمای بالاتر تشکیل شده و با AlSb یوتکتیک تغییر نیافته دارد



حال اگر ترکیب خط III یعنی AlSb را مورد بررسی قرار دهیم در حالت مذاب تا رسیدن به T_L هیچ تغییری در آن ایجاد نمی شود در دمای T_L تبلور AlSb آغاز و پایان می پذیرد تا رسیدن به دو حرارت مختلف هیچ تغییری در آن نمی کند و فاقد فازهای دو حرارت زیاد که نقطه ی توقف در دمای 1070°C داریم اگر AlSb را به همین ترتیب سرد کنیم در حرارت دهم هیچ تغییری در آن نمی بینیم تا رسیدن به دمای زیر 1070° اما تفاوت در با بقیه ی این دو حرارت زیاد است داریم Al و Sb تجزیه می شود

بررسی ترکیب IV نقاط همین تا رسیدن دمای T_L به دمای خودش بیشتر شده دمای T_L با ایجاد شدن فاز AlSb ایجاد آغاز می‌شود و مقدار درصد AlSb و L با توجه به مقدار a و b تغییر می‌کند تا رسیدن دمای T_E تحول یوتکتیک انجام می‌شود و L باقی مانده (چون مایل یوتکتیک است) در تحول یوتکتیک شرکت می‌کند و AlSb و Sb یوتکتیک ایجاد می‌شود

سرد کردن آرام تا دمای AlSb اولیه دارای هم AlSb یوتکتیک

در ترکیب I هیچ تحولی نداریم و نقطه نقطه‌ای یوتکتیک است و فلز خالص تحول شرکت کرده Sb و AlSb

$$L \xrightarrow{T=628^{\circ}C} AlSb + Sb$$

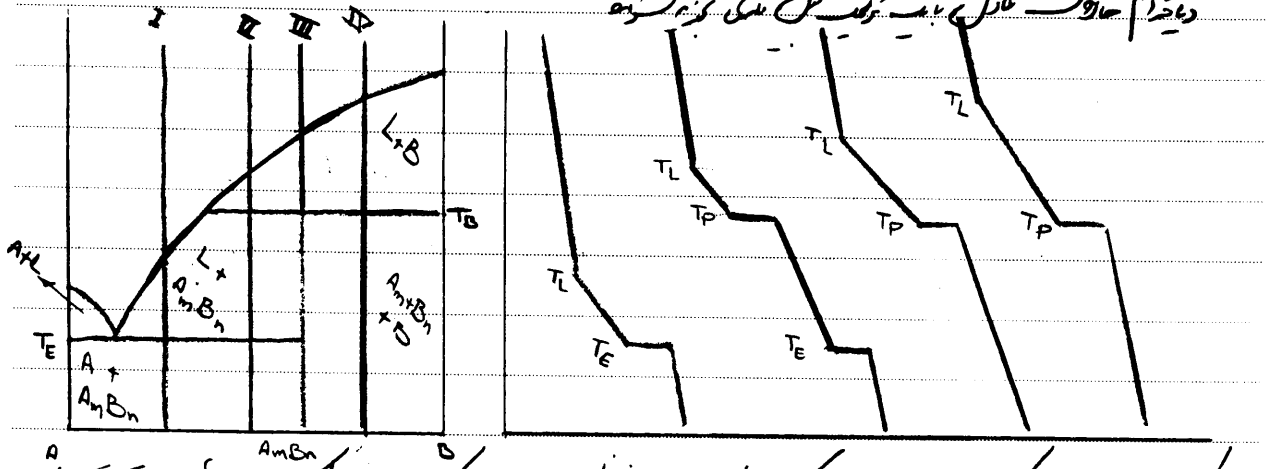
یوتکتیک دارای دو فاز می‌شود

دیده می‌شود با ایجاد ترکیب بین فلزی AlSb از دو فلز Al و Sb ساختاری کاملاً متفاوت با جواهر متفاوت ایجاد می‌شود

هدف‌های تمایل AlSb تمرکز شکنندگی است درصدی که Al دانه‌های خالص مطلوب شکننده و نرم و قابل انعطاف است

AlSb ، Sb ، Al ی ما در این دیاگرام هیچ خالص هستند و کریستال مخلوط ایجاد می‌کنند کریستال مخلوط در دیاگرام حالت تعادل داشته باشیم باید منطقه‌ی حالت تعادل یا منطقه‌ی عبور و مجاور خطوط حفظ شده باشیم. کریستال مخلوط در صورت ترکیب A و B در شکل کریستال مخلوط بین فلزی می‌توانند جواهر عوض شوند این عمل وقتی صورت می‌گیرد که شبکه‌ی کریستالی با تحمل تنش‌های داخلی ایجاد شده از طرف اتم‌ها و اجزاء جایگزین جواهر نهان دست نخورده باقی مانده باشد که در این صورت کریستال مخلوط تشکیل می‌شود این کریستال مخلوط تا حدی این تغییر تحول را می‌پذیرد که توانایی تحمل تنش‌ها را داشته باشد و در اثر این تنش‌ها شکل تغییر نکند

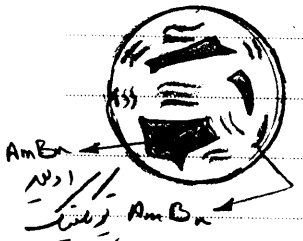
دیاگرام حالت تعادل یک ترکیب بین فلزی تشکیل شده



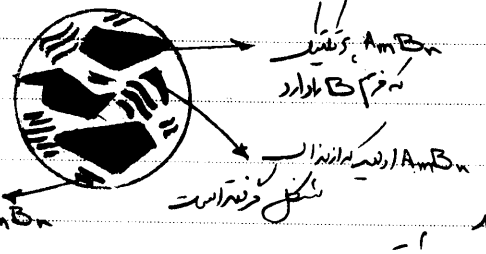
در ترکیبات بین فلزی که تجزیه شده هستند یک خط عمودی وجود دارد که از دمای خط تجزیه شده است تا دمای تحول یوتکتیکی که در این ده تجزیه می‌شود (نقطه‌ی تحول یوتکتیکی در دیاگرام این است که خط افقی تحول یوتکتیکی توسط منحنی لیکویدوس قطع می‌شود چون در تحول یک فاز جامد با یک فاز مذاب دیگر و ایجاد یک آغاز شده باشد)

دیاگرام ها با بررسی ترکیبات I، II، III، IV بررسی می‌کنیم در ترکیب I تا رسیدن T_L تحولی نداریم در T_L ایجاد و ضایع شدن فاز A_mB_n آغاز می‌شود با حرکت دما ترکیب L روی منحنی لیکویدوس تغییر می‌کند تا دمای T_E از مذاب باقی مانده (چون در خط حالت هستیم) A و A_mB_n یوتکتیک وجود آید

بنابراین در سیستم دوتایی این ترکیب A_mB_n هم بصورت اولیه و هم بصورت یوتکتیک وجود دارد



در ترکیب I ابتدا با رسیدن به T_L جدا شدن فاز B از مذاب آغاز می‌شود با کاهش دما ترکیب B روی منحنی لیکویدوس تغییر می‌کند با رسیدن به دمای T_p چون در سمت چپ خط قائم پریتکتیک قرار دارد با انجماد تحول پریتکتیکی از فاز L و B فاز A_mB_n پریتکتیکی و L باقی می‌ماند که در این جا چون A_mB_n پریتکتیکی است شکل دوم فاز B را دارد به آن تشکیل می‌شود با کاهش دما حد حلالیت باز هم ترکیب فاز مذاب روی منحنی لیکویدوس تغییر می‌کند و ترکیب فاز A_mB_n ثابت است با کاهش دما انجماد اولیه ادامه پیدا می‌کند و با فاز مذاب فاز A_mB_n اولیه جدا می‌شود در این حالت مقدار اضافی A_mB_n اولیه داریم با رسیدن به دمای T_E که چون در سمت راست خط قائم یوتکتیک است ترکیب باقیمانده مذاب از فاز L فاز A و A_mB_n یوتکتیکی جدا می‌شود



بنابراین دمای ترکیب فاز A_mB_n سه فرم یوتکتیکی، اولیه و یوتکتیک وجود دارد

در ترکیب III ابتدا در T_L فاز B جدا می‌شود و چون این در ابتدا در خط نقطه یوتکتیک است از L و B جنسی باقی نمی‌ماند و تماس L و B در دمای ثابت T_p فاز A_mB_n تبدیل می‌شود از این دما به بعد تا دمای محیط تغییری دیگر در فاز حاصل نمی‌شود

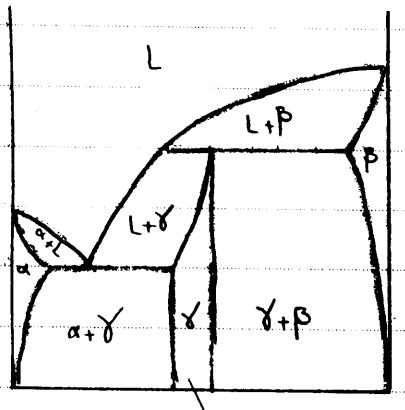
در ترکیب IV در این ترکیب هم فاز B ابتدا از مذاب جدا شده و انجماد آغاز می‌شود با رسیدن به T_p چون ترکیب در سمت راست یوتکتیک است مقداری از فاز B باقی می‌ماند و فاز سیستم ساختار میکروسکوپی فاز A_mB_n یوتکتیکی دارد که از سه فاز تشکیل شده است ۲ فاز L و B در تحول پریتکتیکی ایجاد شده و هم دو فاز B شکل گرفته است و فاز B باقی مانده از تحول پریتکتیکی مقدار در حقیقت در سطح فاز A_mB_n پریتکتیکی متمرکز می‌گردد از این دما تا دمای محیط اتفاق دیگری در ساختار ما نمی‌افتد

در آلیاژهای غیرآهنی تعداد زیادی ترکیب بین فلزی داریم که حاصل بسیار مفید هستند و کاهش بسیار نمی‌دهند

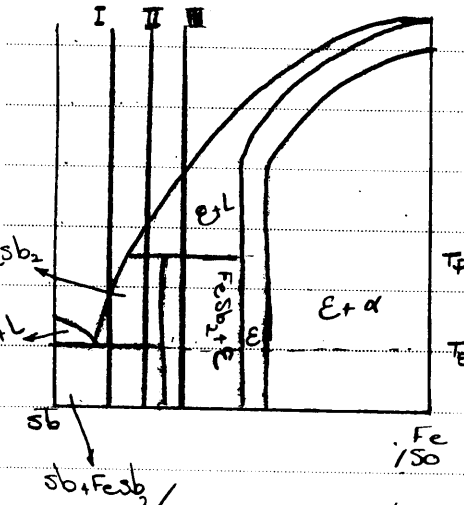
مثلاً وقتی فاز A در آلیاژ دوتایی و آهن نرم می‌شود این آلیاژها را قسمت ها غیر قابل استفاده می‌کنند

وجود کروم در آلیاژ آهن باعث می‌شود که آن در برابر خوردگی مقاوم شود که به اصطلاح فولد می‌شود فولاد زنگ نزن یا stainless steel اما اگر این آلیاژ در دمای بالا بماند احتمال دارد که بین فاز آهن و کروم ترکیب بین فلزی A ایجاد شود و آلیاژ ها ترد و غیر استفاده کنند

فازهای یوتکتیک خواص بهتری از فازهای اولیه و T_E تر از سایر ترکیبات دارای انجماد آسان است

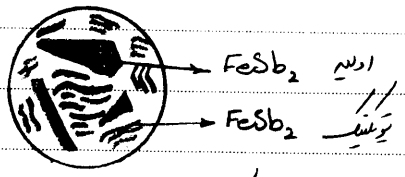


ترکیب بین فلزی فلزی به اجزای تشکیل دهنده اش تشکیل کریستال مخلوط داده



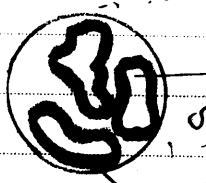
در دیاگرام سیستم تعادل ۲ فاز Sb-Fe با یک محور عمود بر محور غلظت ظرایم یک منحنی عمود بر بعضی غلظت داریم و این نمایش دهنده فاز Fe و Sb ۲ ترکیب بین فلزی می‌دهند که محور عمود بر محور غلظت توسط خط ترکیب تقاطع می‌شود سر یک ترکیب بین فلزی تجزیه می‌شود به صورت یک منحنی عمود بر محور غلظت تا درجه حرارت نقطه‌ای ذوب کشیده شده است که به صورت کریستال مخلوط بین فلزی است اگر ترکیب $FeSb_2$ را داشته باشیم حرارت بدهیم در درجه حرارت Tp تجزیه می‌شود به ذوب + ε

در ترکیب I از ذوب شدن در دمای T_L فاز $FeSb_2$ جدا می‌شود در منطقه‌ی ۲ فازی ε و $FeSb_2$ ترکیب L روی بعضی لیکوییدوس تغییر می‌کند اما چون در مجاورت یوتکتیک قرار دارد با رسیدن به T_E مقداری $FeSb_2$ اولیه وجود دارد و از L مابقی در دمای ثابت T_E یوتکتیک $FeSb_2$ و Sb حاصل می‌شود



در ترکیب II از ذوب در دمای T_L با جدا شدن ε ایجاد آغاز می‌شود در منطقه‌ی دو فازی ε و L با طی در مقدار دو فاز ε و L با توجه به این درجه حرارت تغییر می‌کند تا دمای T_P که چون این ترکیب در سمت چپ نقطه یوتکتیک است طی تحول یوتکتیکی و تبدیل ε و L در دمای ثابت T_E ترکیب بین فلزی $FeSb_2$ مقدار متناسب باقی می‌ماند و طی یک منطقه‌ی ۲ فازی $FeSb_2$ و L می‌شویم که در این منطقه‌ی ۲ فاز نیز ترکیب L روی بعضی لیکوییدوس تغییر می‌کند و مقدار L از $FeSb_2$ با توجه به این درجه حرارت دوباره در مجاورت آمده تا دمای T_E که L باقی مانده از تحول یوتکتیک شرکت کرده و $FeSb_2$ و Sb یوتکتیک حاصل می‌شود در ساختار میکروسکوپی این ترکیب با فاز $FeSb_2$ ۳۰ و ۴۰ حالت یوتکتیکی که در آن ε وجود دارد، اولیه که در ناحیه‌ای بین T_P و T_E از مذاب تشکیل می‌گیرد و حین تبرید در این حالت تجزیه‌ی این فاز است و حالت یوتکتیکی در دمای T_E تشکیل می‌گیرد

در ترکیب III از انعقاد در دمای T_L با جدا شدن ε آغاز می‌شود و در دمای یوتکتیکی از ε و L فاز $FeSb_2$ یوتکتیکی ایجاد می‌شود و چون در سمت چپ نقطه یوتکتیک است طی تحول و تبرید سرد شدن با پایین آمدن از منحنی خط در سطح تعادل فاز $FeSb_2$ یوتکتیکی که روی ε تشکیل گردیده است باقی می‌ماند در این آغاز یوتکتیکی یک ترکیب بین فلزی روی یک ترکیب بین فلزی تشکیل گردیده است. با توجه داشت که فاز زمینه فاز $FeSb_2$ است چون ε در صورت کریستال مخلوط است یعنی قابلیت تحول و تکمیل تعادلی شکل‌ها را دارد با توجه به این که ترکیب بین فلزی خالص ترد و شکننده است و استحکام فلز را کم می‌کند پایین می‌آورد



"تغییر و تحولات" در حالت جامد سیستم های زیادی وجود دارد"

تغییر قابلیت انحلال با درجه حرارت:

وقتی کریستال مخلوط با حلالیت محدود داشته باشیم در حقیقت یک فاز همگنی تحت انحلال خلوص یا به بیان یک معنی استیاج کریستر تغییر حد قابلیت انحلال پیدا می کند یا این معنی عناصر وارد می شود

منحنی تحت انحلال یا در کنار دیاگرام می توانند با بهره گیری از نمودار دیاگرام بهره جهتا منحنی حلالیت کناری را نیز داریم

ثابت تجربی

$\log x = A - \frac{B}{T_k}$

درصد عنصر محلول در کریستال مخلوط

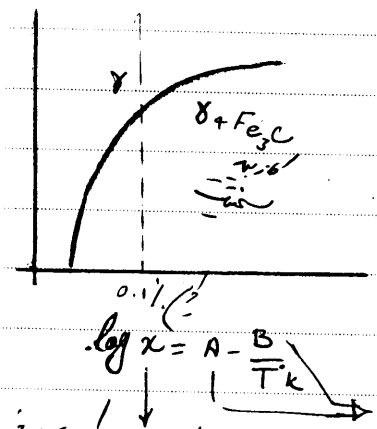
علت اینکه با افزایش درجه حرارت قابلیت انحلال افزایش می یابد این است که با افزایش درجه حرارت نوسان های اتم ها در اطراف محل های خود بر اثر افزایش درجه حرارت افزایش می یابد، ابعاد شبکه کریستالی تغییر می کند و در نتیجه اتم های بیگانه، در درجه حرارت های بالا سهولت، انحلال آنها در درجه حرارت های پایین بیشتر خواهد بود

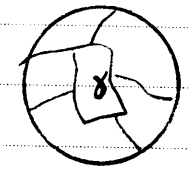
از این تغییر قابلیت انحلال کریستال مخلوط استفاده می کنیم برای یک عملیات حرارتی بسیار مهم

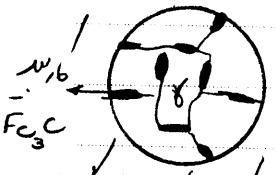
عملیات حرارتی سخت کردن توسط هیدروژن (سختی پذیری)

وقتی آلیاژ با درجه حرارت استنیاج می یابد وقتی استنیاج حاصل می کند در حقیقت قابلیت انحلال آهن های کربن کم بسط و مقدار اضافی کربن که در آهن نمی تواند حل شود به صورت کاربید آهن جدا می شود. رسوبات های کاربید ابتدا روی مرزدانه ها را کنترل می کند روی خود دانه ها شروع به رشد می کنند. اگر در آلیاژ کربن آهن ما عناصر دیگری مثل کروم داشته باشیم وجود داشته رشد رسوبات های کاربید هم می تواند با کریستال مخلوط که کریستال مخلوط تشکیل دهد هم می تواند با این عناصر تشکیل کریستال مخلوط بدهد که به این کاربید کاربید مخصوص می گویند

اگر عنصر تقاضی سرد کنیم و با سرعت بیشتر از سرعت تعادلی سرد کنیم چون عامل ایجاد رسوبات مکانیزم دیفوزیون است و دیفوزیون با سرعت و سرعت سرد کردن مستقیم دارد و اگر غیر تعادلی سرد کنیم اتم ها فرصت دیفوزیون نمی کنند و از دست می دهند رسوبات های کاربید تشکیل نمی شود و کربن اضافی همچنان در کریستال مخلوط که در آنجا باقی می ماند و لایه نوق استنیاج را ایجاد می کند. کریستال مخلوط فوق استنیاج کریستال ها هستند که با سرعت بیشتر از سرعت تعادل سرد شده اند در نتیجه درجه کربن بیشتر است. در کریستال های فوق استنیاج تنش ها بیشتر است در نتیجه استحکام بالاتر و انعطاف کمتر است این عملیات حرارتی یکی از مهترین عملیاتی است که ما توانیم با آن عوامل مکانیکی آلیاژ را تغییر دهیم و بسیار خواص دهی آن است که در آن انجام داده که در طول استحکام را تا حد بهتر کرد





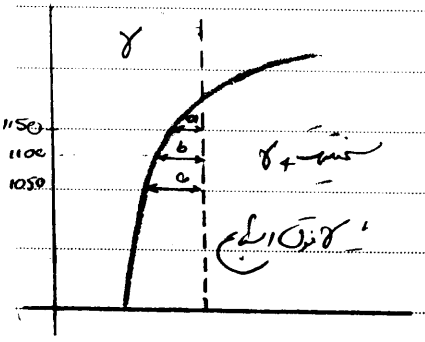


جلسه دهم ۸۳،۸،۱۷

سختی کریستال فوق اشباع بیشتر است چون در اثر عدم تعادلی سریعتر تنش‌های زیادی پیدا می‌شود و نتیجه مقاومت جسم و آلیاژ فابلاتر رفته است. یک کریستال خلوط فوق اشباع از نظر ترمودینامیکی در حالت ناتعادلی است و حالت ناتعادلی تمایل به حالت تعادلی دارد در حالت تعادل می‌خواهد کربن اضافه که به صورت ناتعادلی در خود حل کرده بود بیرون بدهد و این عمل زمانی انجام می‌شود که شرایط تعادل وجود داشته باشد. برای حالت تعادل نیاز به مکانیزم دیفوزیون داریم و وجود دیفوزیون بستگی به درجه حرارت و زمان دارد. پس اگر کریستال خلوط فوق اشباع را در دمای بالا در درجه حرارت بالایی نگه داریم دیفوزیون صورت گرفته و کربن اضافی به صورت کاربید (سمنتیت) از کریستال خلوط جدا می‌شود دوباره آنقال می‌یابد و کربن اضافی به صورت کاربید (سمنتیت) از کریستال خلوط جدا می‌شود. درجه حرارت و زمانی که این جریان ایجاد می‌کند تا کریستال خلوط فوق اشباع از حالت اشباع درآید بستگی به آلیاژهای مختلف متفاوت است.

برای جدا شدن کربن اضافی از کریستال خلوط لازم است که انتشار حرارتی فاز سمنتیت در حالت جامد شکل گیرد. مناسب‌ترین محل برای شکل گرفتن حرارتی روی مرزدانه‌ها و عیوب ریزی است. سمنتیت که از خلوط فوق اشباع جدا می‌شود دیگر رخ‌های سمنتیت نمی‌گویند بلکه مارتنزیت سمنتیت می‌گویند. مارتنزیت در حقیقت رخ‌های است که از کریستال خلوط جدا می‌شود و تفاوت اینها در فاصله‌ای آنهاست مارتنزیت همین طریقه تراز رخ‌های است.

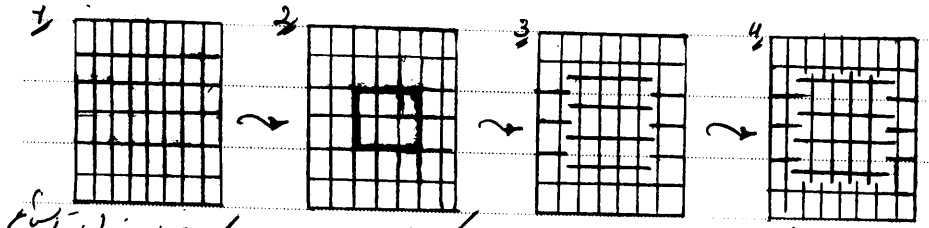
هرچه کریستال فوق اشباع درجه حرارت بیشتری زیر فوقانی اشباع باشد مقدار بیشتر کربن اضافی جدا شده و مارتنزیت به دانه‌های ظریف‌تر تبدیل می‌شود. بیشتر برای تشکیل مارتنزیت در دمای ۱۱۵۰، ۱۱۰۰، ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به ترتیب با اعمال عملیات سختی و سرد شدن در درجه حرارت‌های ۱۱۵۰، ۱۱۰۰، ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به ترتیب با اعمال عملیات سختی و سرد شدن در حرارت‌های کریستال خلوط فوق اشباع مقدارهای a، b، c اضافه‌ای از خود صورت فاز دوم سمنتیت آزاد می‌کنند. در دمای ۱۱۵۰° مقدار a از همه کمتر است فاز دوم قطاری مرزدانه تشکیل می‌شود اما در ۱۱۰۰ درجه و ۱۰۵۰ که مقدار b و c بیشتر است مقدار فاز دوم سمنتیت بیشتر شده و جوانه‌های بیشتری روی خود فاز اولی درست می‌کند. می‌شود گفت در دمای ۱۱۵۰، ۱۱۰۰، ۱۰۵۰ درجه فاز اولی سمنتیت دوم روی خود فاز اولی و روی خود فاز دوم، علت تأخیر در تشکیل کمتری جوانه‌ها روی خود دانه‌ها نسبت به روی مرز فاز دوم است. دلیل بیشتر برای مرز فاز دوم از فاز دوم روی خود فاز اولی بیشتر است. پس ترتیب ایجاد رخ‌های سمنتیت ابتدا مارتنزیت روی مرز دانه و در آخر مارتنزیت روی خود دانه‌های اولی است.



حرکت یا جابجایی اتم‌ها نیز در حدی بسیار کم و ناچیز در حدود چند اتم حرکت می‌کنند. از حرکت آنها تنش‌های زیادی ایجاد می‌شود. مارتنزیت حدود آن به صورت ورقه‌ورقه نازک می‌کنیم. یعنی استحکام بالاتر می‌رود. هرچه مقدار تنش‌های بیشتری از بین نابجایی‌ها توسط مارتنزیت یا هر مانع دیگر بوجود آید استحکام بالاتر است. در نتیجه سختی بیشتر است.

به طور خلاصه : مجموعه عملیاتی انجام می شود تا از تغییر ناگهانی انحلال آسانی (کریستال مخلوط) سخت ، درجه حرارت استفاده کند مجموعه ای با اصول سختی . شرط لازم این است که در دیاگرام همزن استفاده باشد . عملیات حرارتی با تغییر ساختمان میکروسکوپی همراه است گاهی در بعضی نرم سازی ، نرم سازی آسانی (هموژنایزینگ) گاهی در بعضی سخت سازی (سختی رسوبی)

مراحل فازدوم در چه مرحله صورت می پذیرد هرچه قدر تعداد مراحل بیشتر ساختار ظریف تری میشود



2 دمای حرارت این دو هم دارای جای ایم تا طوری وجود می آید که از خط ترکیب تعدیل فازدوم β دارد ، پس سریع با سرعت اجباری با زیاد است . به این حالت مراحل کوئنچینگ گویند که حالت ناتعادلی است

3 تا اندازه ای کوئنچینگ : اول آن سطوحی که از کریستال که سطوح مشترک است سریع می تواند مراحل از یک طرف دیگر متصل هستند . این حالت هم غیر تعادلی است در این حالت بالاترین سختی وجود دارد

4 فازدوم در حالت تعادلی سه غیر کوئنچینگ عام سطوح مراحل فازدوم سلولی کریستالی خود شکل دارد

در کریستال ای مخلوط فوق اشباع تنشهای داخلی خیلی زیاد است در نتیجه جواب شکل جواب ، جوانه زنی آنی ؟ وجود می آید در سلول کریستالی حالت کوئنچینگ می سازد

فازهای کاری که تغییر شکل یابد را حرکت نابجایی تغییر مرحله شکل می دهد و هر مانعی در حین آن می تواند این حرکت را سخت کند این موانع می توانند عوامل فیزیکی باشند دهم نهران تنشی در 4 هم مانع فیزیکی وجود دارد چون ساختار از یک جهت مراحل است هم نهران تنشی اما در 3 کاملا مراحل فیزیکی فازدوم و نهران تنشی وزاد نمود است در حالت و نیز فقط نهران تنشی وزادیم

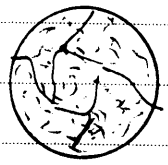
علت اینکه فازدوم ظریف تر از ذرات است عبارت است از اینکه فازدوم بصورت کوئنچینگ به سادگی انجام می شود و بنابراین هرچه سطح بیشتر وجود دارد تعداد جوانه بیشتر ← تعداد لایه بیشتر ← ساختار ظریف تر ← استحکام بالاتر

سختی پذیری به صورت زیر انجام می شود: سختی پذیری کم، سختی پذیری متوسط، سختی پذیری زیاد. این تقسیم بندی بنا بر مقایسه دیفورمیشن ایجاد شده در عمق معلوم داده می شود.

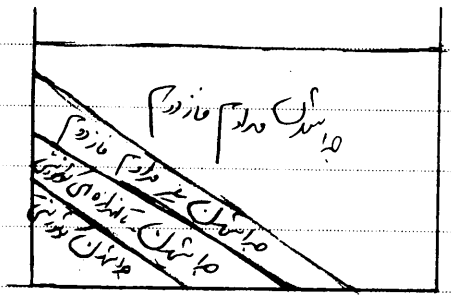
آلیاژهایی که در درجه حرارت محیط دارای ساختمان نرمال و این ساختمان به صورت کریستالهای ساده مثلاً Al و Cu (1/4) می باشد، محلول فوق اشباع Al - Cu به آنها ساختمان نرمال بدون اینکه حرارتی اعمال شود، خاصیت سختی پذیری زیاد را پیدا می کند. در این حالت سختی پذیری زیاد انجام می شود.

اما در قسمت سختی پذیری کم به علت آلیاژ سخت شونده انوئی (جزئی) وارد شده و دوره ی باطله گیری تا خاصیت دوم ادامه پیدا می کند و محلول حاصل می شود.

بهترین سیکل عملیات حرارتی سیکلی است که در درجه حرارت معینی زیر بحرانی اشباع در زمان توقف معینی بالاترین سختی را داشته باشد. در بعضی حالات وقتی درجه حرارت در زمان باطله گیری پایین می آید اورایی انجام می شود و خاصیت دوم کم و خاصیت فازهای دیگر ایجاد می شود. در این حالت جمع کننده ها سوئدی و جهت صنعت مدرن تولیدی می کنند. بزرگ شدن ابعاد دانه ها و کم شدن تعداد آنها تولید را بی اثر می کند و بهترین حالت را کمتر می کند و استحکام کم می شود.



بعضی اوقات دیده می شود سرعت رشد جوانه ها بیشتر از سرعت تشکیل جوانه ها در روی فازهای اولیه می باشد. این علت پس از آنکه جوانه ای داخل فاز دوم تشکیل شد، روی جوانه اولیه رشد می کند و حالت فاز دوم از بین می رود.

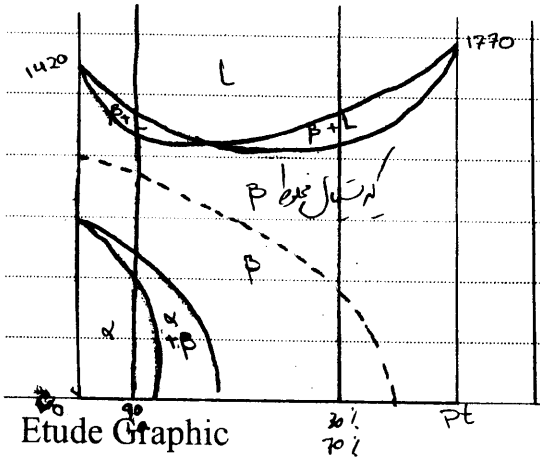


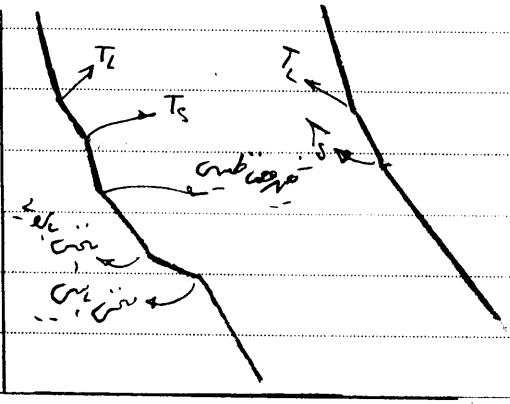
معمولاً برای رفع عملیات حرارتی با وقت نرمال داده شده
سه عامل مهم در زمان باطله گیری

۸۳/۸/۱۹ جلسه یازدهم

آلوتروپی در سیستم آلیاژهای دوتایی حالات تعادل

در بعضی از فلزات در درجه حرارت مشخص تغییر ساختار کریستالی رخ می دهد که این حالات آلوتروپی نامیده می شود. مثلاً کبالت تا 420 ساختار HCP دارد از 420 به بعد تا 1420 ساختار FCC دارد.





در این دیاگرام کبالت ـ پلاتین کبالت دارای ۲ حالت آلوتروپی است به صورتی که پلاتین حالت آلوتروپی ندارد بنابراین کریستال مخلوطی که بین Co و Pt نیز به وجود می‌آید به ۲ حالت کریستال مخلوط β و α ایجاد می‌شود که β دارای ساختار FCC است و α که دارای ساختار HCP است. در دیاگرام حالت تعادل کبالت ـ پلاتین به جز یک ناحیه در حالت جامد تشکیل کریستال مخلوط می‌دهد لذا آنچه می‌بینیم که در زیر منحنی سولیدوس برای تمام ترکیبات کریستال مخلوط داریم

برای مثال ترکیب I که ٪90 Co و ٪10 Pt را در بر داریم از مذاب همگن به سرد کنیم انجماد از منحنی لیکوئیدوس T_L فاز β جدا می‌شود و انجماد آغاز می‌شود با کاهش درجه حرارت فاز β روی منحنی سولیدوس و فاز مذاب روی منحنی لیکوئیدوس تغییر می‌کند در دمای T_S انجماد پایان می‌یابد. در منطقه‌ی تک فازی β با گذشتن از T_* (نقطه مغناطیس) بدون اینکه ساختار شبکه‌ی کریستالی عوض شود Co غیر مغناطیس به Co مغناطیس عوض می‌شود اما چون تغییر شبکه نداریم مغناطیس نامتمایز می‌شود اما در مقدار درجه حرارت زمان مشخصی ایجاد می‌کند بعد از این درجه حرارت اگر باز هم سرد کردن ادامه دهیم وقتی به منحنی بالایی می‌رسیم فاز α از فاز β جدا می‌شود با کاهش دما ترکیب فاز α در منطقه‌ی دو فازی α و β روی منحنی پایینی و ترکیب فاز β روی منحنی بالایی تغییر می‌کند تا به منحنی پایینی فاز β از بین رفته و فقط فاز α داریم

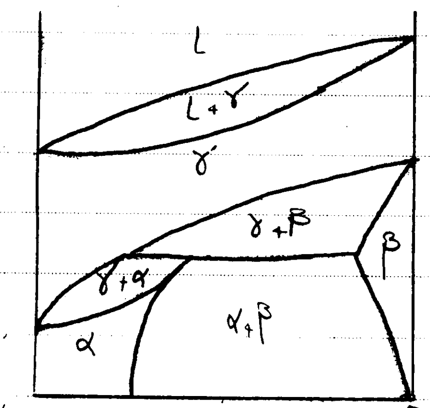
اما در ترکیب II خط منحنی بالایی و پایینی قطع می‌شود یعنی تغییر شبکه‌ی کریستالی بین α و β صورت می‌گیرد در حقیقت با ازدیاد افزایش کبالت توسط ۲ Pt اتفاق روی می‌دهد یکی اینکه تبدیل آلوتروپی که در یک دما صورت می‌گیرد به یک بازه‌ی تبدیل تغییر یافته است (فاصله‌ی بین منحنی بالایی و پایینی) و دیگر اینکه چون ساختار پلاتین نیز FCC است کریستال مخلوط β که دارای ساختار هم شکل است گسترده می‌شود و کریستال مخلوط دیگری تک فشار کوچک می‌کند

۸۳/۸/۲۰ جلسه‌ی دوازدهم

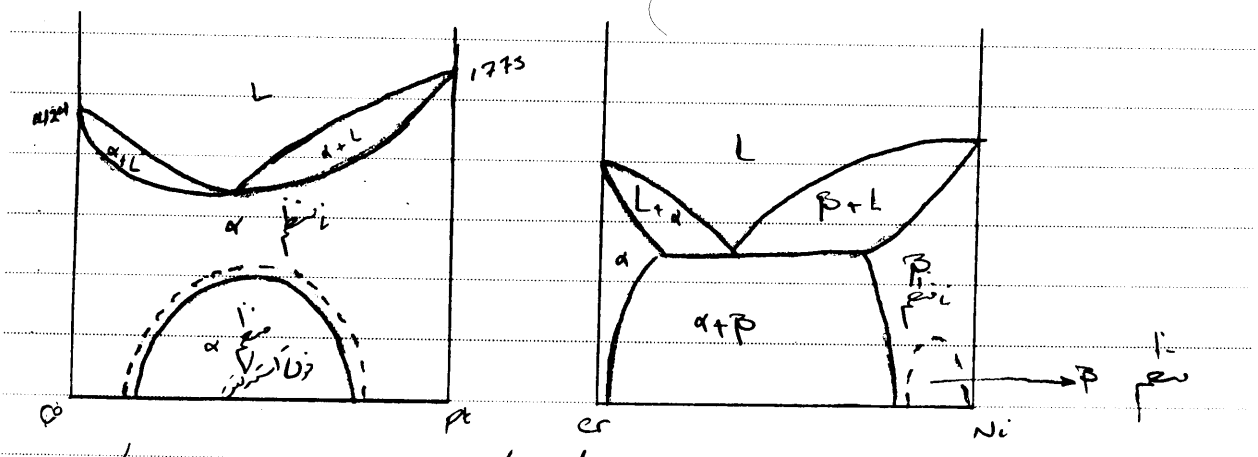
تحولات پرتکتوئیدی در سیستم‌های ۲ تایی حالات تعادل

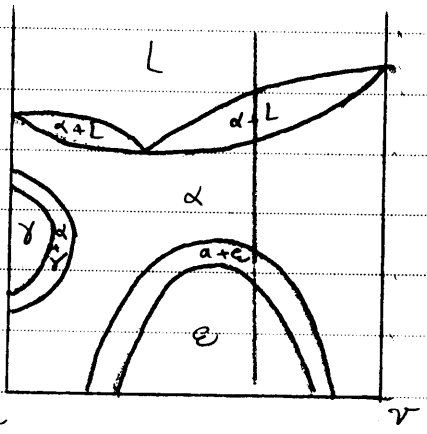
$\alpha + \gamma \xrightarrow{T_P} \beta$?

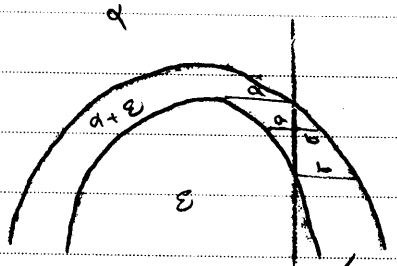
در تحول پرتکتوئیدی در حقیقت به جای فاز L در تحول پریتکتیک فاز جامد γ قرار گرفته است در این تحول تیز فاز α روی γ تأثیر گذاشته و فاز γ را از خارج شروع به تغییر می‌کند و به فاز β تبدیل می‌شود



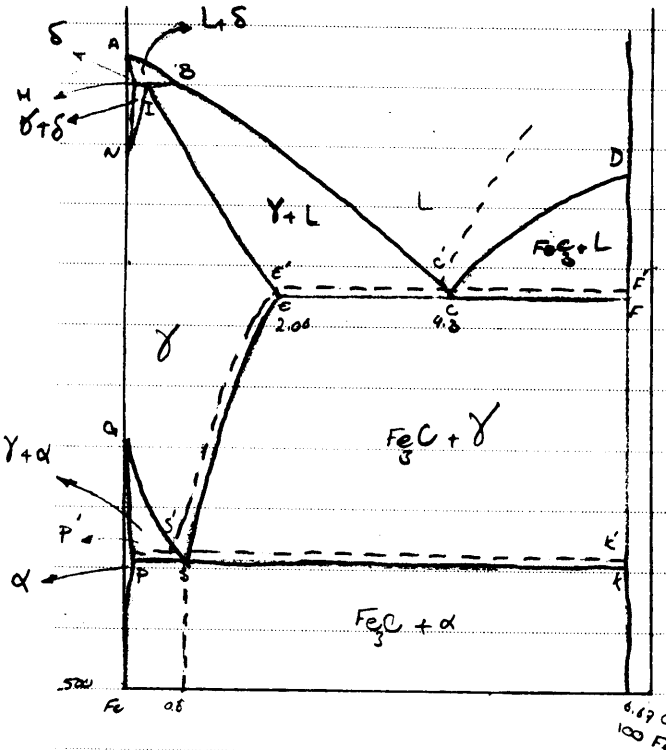
در حالت جامد می‌بینیم که فلزات می‌توانند با هم فلزات کریستال مخلوط دهند و اگر نامنظم است در بعضی از آنها اتم‌های عنصرهای آلیاژی منظم قرار گرفته چون استراکتور یا super lattice گویند منظم شدن باعث افزایش استحکام می‌شود چون حرکت نابجایی‌ها را مشکل می‌کند. در بعضی از دیاگرام‌ها کریستال مخلوط که نامنظم به منظم تبدیل می‌شود این تبدیل چون فاز جدیدی را ایجاد نمی‌کند و تنها ترتیب قرار گرفتن اتم‌ها عوض می‌شود به صورت خط چین نمایش می‌دهند و همچنین وجود خط چین محدوده‌ی این تغییر را نشان می‌دهد. علاوه بر این این تبدیل در تحول ناگهانی رخ نمی‌دهد در یک بازه‌ای α نامنظم به α منظم تبدیل می‌شود این تغییر توسط میکروسکوپ دیده نمی‌شود اما توسط X-ray می‌توان پارامتر شبکه را اندازه گرفت در این حالت بدون تغییر نازکی به وجود آید خواص فیزیکی تغییر می‌کند


L
α+L
α
1775
Pt
Cr
Ni
β+L
L+α
α+β
β


L
α+L
α
γ
γ+α
α+ε
ε
Fe


α
α+ε
ε

دیاگرام آهن-کربن (صفحه‌ی ۱۱، ۱۳، ۱۴)



محدوده‌ی تحول یوتکتوئیدی در آهن کربن وجود دارد ۲ تا دیاگرام حالت متعادل دارد که در هر دو دیاگرام تحول یوتکتوئیدی وجود دارد:

۱. آهن با سمنتیت (Fe_3C) دیاگرام ناپایدار آهن کربن است زیرا سمنتیت در دمای حدود ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد تجزیه می‌شود به آهن و کربن تجزیه می‌شود

۲. آهن گرافیت دیاگرام پایدار آهن-کربن که حاصل این دیاگرام چدن‌ها می‌باشد و چدن‌ها گرافیت هستند

در این دیاگرام ۳ تحول وجود دارد:

۱. یوتکتیکی: خط HB (حداقل دمای ذوب قطعه‌ی چدنی که ریخته‌گری می‌کنیم)

2. یوتکتیکی: خط EF

3. یوتکتوئیدی: خط PK

آهن دارای ۳ شکل آلوتروپی است که در دمای حدود ۹۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد هم تبدیل می‌شوند

کریستال محلول جامد بین اتمی آهن سمنتیت: حداکثر حلالیت کربن در آهن در آلوتروپ γ که دارای ساختار FCC است در دمای ۱۱۴۷ درجه‌ی سانتی‌گراد است زیرا در این آلوتروپ فضای بین نشینی بیشتری است بنابراین دو اتم بیشتری C را در خود حل می‌کند اما آلوتروپ‌های δ و α به دلیل ساختار BCC نمی‌توانند مقدار زیادی کربن را در خود حل کنند

در تمام تعادلات اشکال محدود را باید ضمناً منطقه‌ی حلالیت کاری دانست. اسامی نیز را باید به خاطر سپرد

محدوده‌ی AHN محدوده‌ی حلالیت کاری کریستال محلول δ است زیرا دارای ساختار سلولی BCC است

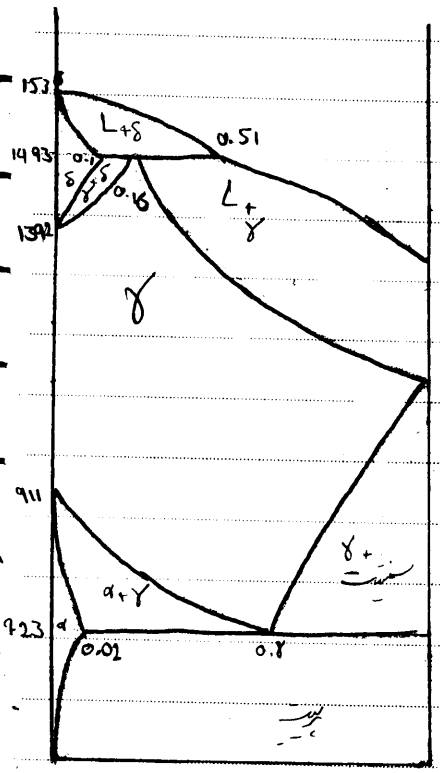
کریستال محلول δ در دمای یوتکتیک حداکثر تا ۰.۱ درصد کربن را در خود حل کند و همین HN یعنی اسامی کریستال محلول δ است در صورتی که کریستال محلول γ دارای ساختار سلولی FCC است و تا ۲.۰۶ درصد کربن را در خود حل کند و همین SE یعنی اسامی کریستال محلول آستنیت است کریستال محلول α نیز دارای ساختار BCC است در دمای حدود ۷۲۷ درجه سانتی‌گراد حداکثر ۰.۰۲ درصد کربن را در خود حل کند

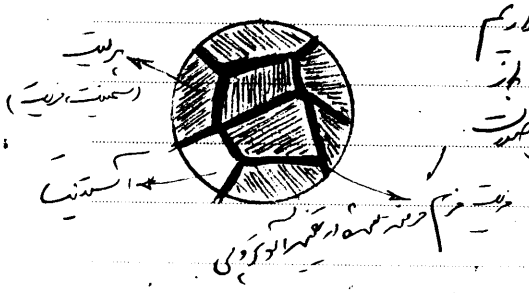
دیاگرام حالت متعادل به ۲ قسمت تقسیم می‌شود ترکیباتی که در تحول یوتکتیکی شرکت می‌کنند و ترکیباتی که در تحول یوتکتیکی شرکت نمی‌کنند به این دلیل که در تحول یوتکتیکی شرکت می‌کنند جزء آن محسوب می‌شوند و ترکیباتی که در این تحول شرکت نمی‌کنند جزء آن محسوب نمی‌شوند ترکیباتی که قابلیت خواص دهی دارند و ترکیباتی که خواص دهی ندارند

تحول یوتکتیکی: $L + \delta \longrightarrow \gamma$ (آستنیت)

تحول یوتکتیکی: $L \longrightarrow \gamma + Fe_3C$ (آستنیت) ⇒ ناپایدار

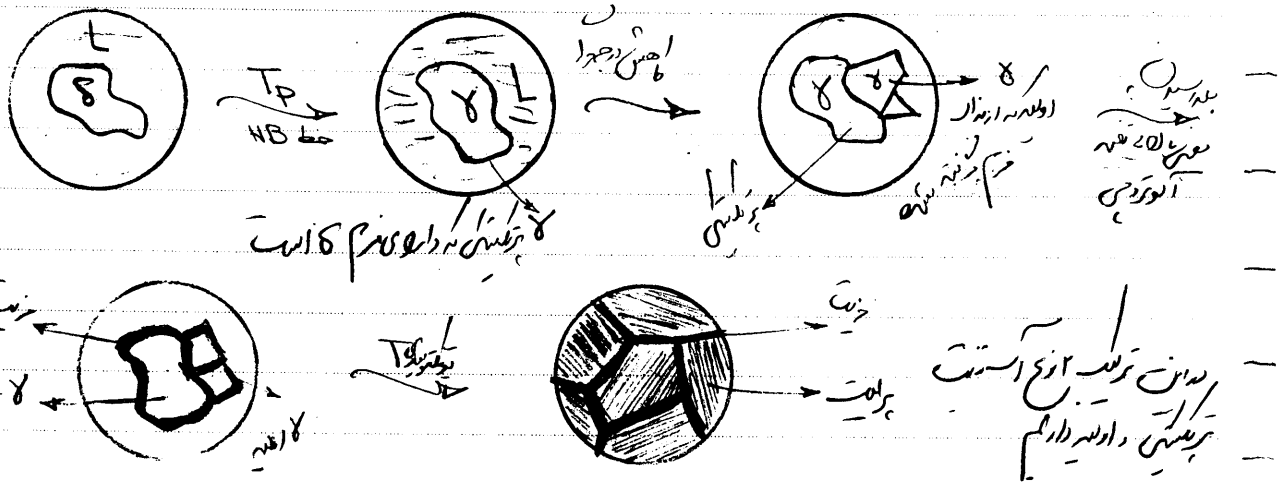
تحول یوتکتوئیدی: $\gamma \longrightarrow Fe_3C + \alpha$ (فریت) ⇒ پایدار


1537
1493
1392
911
923
L+δ
0.51
0.16
L+γ
γ
1497 - TE
γ+α
0.01
0.8

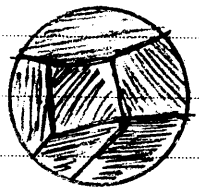


- ترکیب 0.16 درین این ترکیب نقطه پریتکتوئیدی است بارسیدن به T_L ابتدا جدا شدن فاز δ آغاز می‌شود در نقطه‌ی ۲ فازی $L + \delta$ تشکیل می‌شود تا رسیدن به T_P چون ترکیب با ترکیب درین نقطه‌ی پریتکتوئیدی است در دمای T_P فاز δ با فاز γ واکنش می‌دهد و فاز δ ناپدید و فاز γ اضافه می‌شود از این به بعد آستنیت تبدیل می‌شود و در پایان تحول فقط فاز آستنیت داریم در نقطه‌ی تک فازی ۷ تغییر خاصی نمی‌دهد تا رسیدن به GS که در این نقطه تغییر آلوتروپی سیستم آغاز می‌شود و فاز γ به فاز α (فریت) تبدیل می‌شود تحولات این ترکیب مانند ترکیب بین 0.1 تا 0.16 است و مقدار مخلوط میکروسکوپی پرلیت داریم که از آن نتیجه می‌گیریم فریت اولیه

- ترکیب بین 0.16 تا 0.51 در این ترکیب با سرد شدن مقدار اندک فاز δ جدا می‌شود تا دمای T_P این بار در نقطه‌ی پریتکتوئیدی هستیم که با شرکت در تحول پریتکتوئیدی مقداری L باقی می‌ماند و در نقطه‌ی ۲ فازی $L + \gamma$ داریم در این نقطه تا حدودی جدایی آستنیت اولیه از فاز δ آغاز می‌شود و فاز L باقی می‌ماند و در نقطه‌ی ۲ فاز γ با سمنتیت ثانویه هم‌مقدار دنبال ترکیبی هستند و ترکیب فاز γ روی منحنی سولیدوس (SE) در ترکیب فاز آستنیت روی منحنی سولیدوس (EI) تغییر می‌کند تا رسیدن به T_S دمای منحنی IE که در این نقطه دو فازی آستنیت داریم. چون این ترکیب هم در نقطه‌ی پریتکتوئیدی هست باز ابتدا در نقطه‌ی تغییر آلوتروپی $\gamma + \alpha$ می‌رسیم فاز فریت وارد می‌شود با رسیدن به T_P تحول پریتکتوئیدی فاز پرلیت از آستنیت وارد می‌شود و تولید پرلیت و فریت را خواهیم داشت



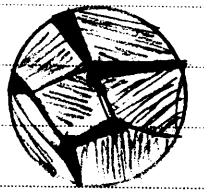
- ترکیب 0.8 درصد نقطه تحول یوتکتوئیدی است و در این ترکیب ۵ سردنیم این ترکیب در تحول یوتکتوئیدی شرکت می‌کند و با سرد شدن به T_L (یعنی 8C) کمیت فاز آستنیت از بین می‌رود و در نقطه‌ی S فازی α و L ترکیب L روی منحنی تشکیل پرلیت یعنی سوپرسیس (JE) تشکیل می‌کنند. در این مرحله آستنیت وجود ندارد با سرد شدن به زیر T_L یعنی JE تمام فاز L تبدیل به پرلیت شده و در نقطه‌ی E فازی α می‌شود با سرد شدن در منحنی یوتکتوئیدی می‌رسیم در نقطه‌ی یوتکتوئیدی تحول زیر صورت می‌گیرد و فقط فاز پرلیت داریم



ترکیب عام پرلیتی

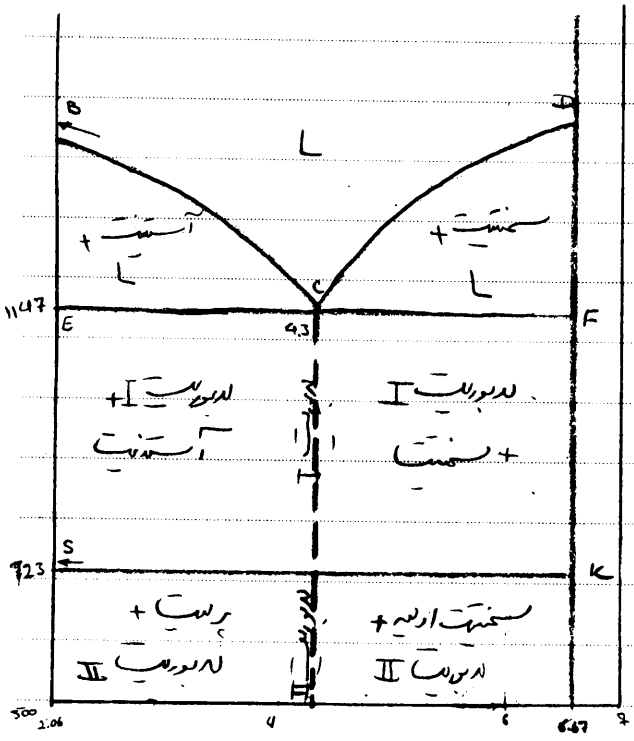
$$\text{آستنیت} \xrightarrow{723^{\circ}C} \text{سمنتیت} + \text{فریت}$$
$$\text{پرلیت}$$

- ترکیب بین 0.8 تا 2.06 مانند ترکیب نقطه‌ی 0.8 در تحول پرلیتی شرکت می‌کند با سرد شدن به T_L ابتدا فاز α از مذاب آغاز می‌شود در منطقه‌ی بین ۲ فاز α - L دو فاز مذاب و آستنیت با هم در تعادل و تعادل ترکیبی هستند با سرد شدن به T_S که تمام مذاب به فاز آستنیت تبدیل می‌شود در منطقه‌ی تک فازی γ تنها وجود دارد با سرد شدن یعنی از ناحیه SE که از آن نقطه از فاز آستنیت فازی کاربید آهن سمنتیت فراوان می‌شود که این ترکیبات در ابتدا سمنتیت ثانویه و سپس با کاهش درجه حرارت هر دو فاز سمنتیت ثانویه و آستنیت در تعادل و تعادل ترکیبی با هم هستند در ترکیب سمنتیت روی خط F_K ثابت و ترکیب آستنیت روی منحنی زنگ تغییر می‌کند با سرد شدن به تحول یوتکتوئیدی که سمنتیت ثانویه در تحول شرکت می‌کند (چون در طرف دیگر نقطه‌ی یوتکتوئیدی وجود دارد سمنتیت ثانویه در ترکیب وجود دارد) آستنیت در ترکیب شرکت کرده و ۲ فاز فریت و سمنتیت یوتکتوئیدی ایجاد می‌شود



- ترکیبی در تحول یوتکتوئیدی شرکت می‌کند ۲ قسمت تقسیم می‌شوند ترکیبی بین زیر 0.8 (این دسته چون قابلیت فرم‌پذیری دارند و عامل تعریف فولاد آلیاژی از این جدا می‌کنیم که قابلیت فرم‌پذیری داشته باشند این دسته از ترکیبات فولاد و کربنی‌اند) و دسته‌ی دیگر بین 0.8 تا 2.06 (این دسته از تحول یوتکتوئیدی) این دسته آلیاژی یا ساده فولاد سادن می‌باشند که در انجام عملیات حرارتی روی این دسته آلیاژی قابلیت فولاد سادن را دارند

- ترکیبی که در تحول یوتکتوئیدی شرکت می‌کند دیگر هیچ یک از فازها پس از تحول یوتکتوئیدی ایجاد می‌شود فاز سمنتیت است و سمنتیت ۵ فاز بین فلزی است (پیوندهای ساختاری کوالانسی دارد) ترد است در نتیجه این فاز (نقطه‌ی زیر) ترد است و قابلیت فرم‌پذیری ندارد و چون سمنتیت‌ها ایجاد می‌کنند



$L \xrightarrow{1147^\circ C}$ آستنیت + سمنتیت

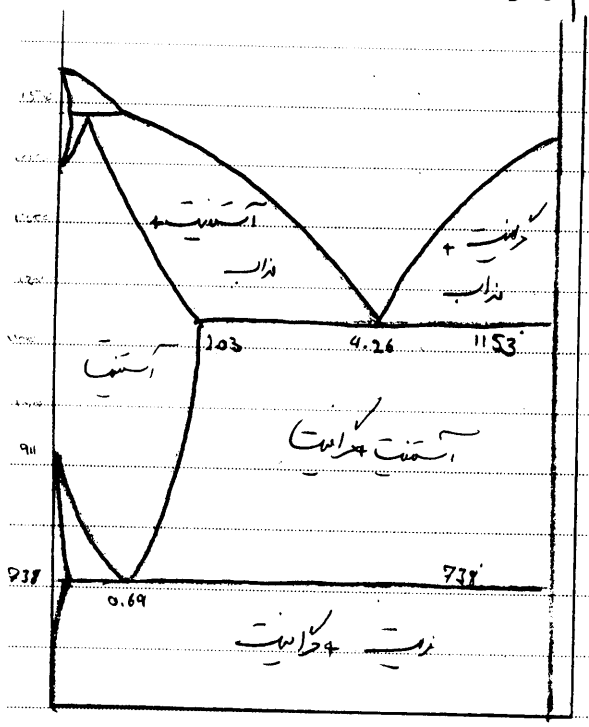
لدبوریت

برای بررسی این ترکیب از دیاگرام آهن سمنتیت تر میتوانیم که در تحول یوتکتیکی شرکت می‌کند را برداشته و بطور بررسی قرار می‌دهیم

- اول ترکیب نقطه‌ای 4.3 C٪ که این نقطه‌ای یوتکتیکی از فولاد همین این نقطه را سرد کنیم در درجه حرارت ثابت T_E یعنی 1147°C از فولاد ما ۲ فاز سمنتیت و آستنیت یوتکتیکی رشد می‌کند (به وجود می‌آید) به نحوی که آنها لدبوریت گویند با سرد کردن لدبوریت دو فاز آستنیت و سمنتیت با هم در تبادل ترکیبی دهند دارند با رسیدن به درجه حرارت یوتکتوئیدی آستنیت درون لدبوریت به دو فاز فریت و سمنتیت یوتکتوئیدی یا به بیان دیگر ۲ فاز پرلیت تبدیل می‌شوند به‌طوری که مجموع آستنیت تحول یافته (تحول یوتکتوئید) و سمنتیت لدبوریت II تولید

- ترکیب مابین تحول یوتکتیک دارای ترکیب همین فولاد سرد می‌کنیم به‌ازای T_E که می‌رسیم ابتدا فاز آستنیت از فولاد جدا می‌شود و وارد منطقه‌ی ۲ فازی آستنیت و L می‌شویم با کاهش درجه حرارت در این منطقه ترکیب آستنیت روی منحنی EI و ترکیب L روی منحنی لیکویوس تغییر می‌کند تا رسیدن به درجه حرارت T_E و شروع تحول یوتکتیکی ما با فازی مانده که تحول یوتکتیکی شروع می‌کند و لدبوریت ایجاد می‌شود و وارد منطقه‌ی ۲ فازی سمنتیت، آستنیت می‌شویم که بخشی از آستنیت به‌صورت اولیه و بخشی به‌صورت آستنیت یوتکتیکی در لدبوریت وجود دارد با کاهش درجه حرارت و رسیدن به درجه حرارت تحول یوتکتوئیدی آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. از آستنیت اولیه فقط تبدیل پرلیت و از فاز لدبوریت I فاز لدبوریت II که آستنیت آن به پرلیت تبدیل شده) به‌دست می‌آید

- در ترکیب مابین یوتکتیکی تفاوت در این است که به‌جای فازی آستنیت اولیه فاز سمنتیت اولیه داریم که در منطقه‌ی ۲ فازی سمنتیت و فولاد تشکیل خواهد شد و از ما فاز لدبوریت جدا می‌شود (و آنرا تحول یوتکتیک) و با رسیدن به خط تحول یوتکتوئیدی سمنتیت اولیه همراه تحول شرکت نکرده تحول باقی می‌ماند لدبوریت I تا لدبوریت II تبدیل می‌شود



جلسه‌ی چهاردهم ۸۳،۹،۴

آهن - گرافیت

علل دیاگرام آهن - سمنتیت اینست نقطه‌ی یوتکتیک در دیاگرام و درصد مشارکت اینست

برقراری حالت تعادل در دیاگرام آهن گرافیت همان حالتی سخت‌تر است از برقراری حالت تعادل در دیاگرام آهن سمنتیت

در عمل نیز در صورت دیاگرام آهن سمنتیت بدلیل برخی اشکالات دیاگرام آهن گرافیت عمل کنند و لذا در آلیاژ آهن چدن گرافیت فرم میگیرد و از عناصری استفاده می‌کنیم که تشکیل گرافیت را تسهیل کند که مهمترین عنصر تسهیل کننده سیلیسیم است

برقراری تعادل در دیاگرام آهن - گرافیت به سرعت سرد کردن فوق العاده کم بستگی دارد چون همان خاصیتی که باعث می‌شود فرم پرلیت نخواهد داشت عملاً باعث می‌شود که فرم گرافیتی بشود و همان صورت تبلور را نیاز دارد

برقراری تعادل در دیاگرام آهن - گرافیت به سرعت سرد کردن فوق العاده کم بستگی دارد چون همان خاصیتی که باعث می‌شود فرم پرلیت نخواهد داشت عملاً باعث می‌شود که فرم گرافیتی بشود و همان صورت تبلور را نیاز دارد

برای برقراری دیاگرام آهن چدن (گرافیت) همه‌ی عناصر که این خاصیت را دارند تبلور یوتکتیکی سریعتر تشکیل می‌دهند برای این ۳ ترکیب عناصر مانند سیلیسیم وجود دارد

به خود نقطه‌ی یوتکتیکی زمانی که ۴.۲۶ چدن داریم با سرد کردن مذاب همین در نقطه‌ی یوتکتیکی تبلور یوتکتیک گرافیت + آستنیت و گرافیت تبدیل می‌شود که هیچ تغییر حالت در آستنیت و گرافیت اهم در تعادل با مذاب هر کدام ترکیب آستنیت روی منحنی اشباع خود پیدا می‌کند با سرد شدن به دمای حرارت تبدیلی از آستنیت با گرافیت و خاصیت فرم می‌گیرد اما در سرد کردن عملاً آستنیت با مقادیر دیاگرام آهن سمنتیت در تبدیل یوتکتیکی شرکت می‌کند و نتیجه‌ی پرلیت ایجاد می‌کند

در ترکیب عناصر تشکیل دهنده آهن آلیاژی داریم و از نظر ساختار فازی به سه فاز فریت، آستنیت و سمنتیت تقسیم می‌شود. فاز فریت حالت آهن خالص است که در دمای اتاق دارای ساختار مکعبی مرکز پر است. فاز آستنیت دارای ساختار مکعبی وجوه مرکز است. فاز سمنتیت کاربید آهن است که دارای ساختار ارتورومبیک است.

در ترکیب با هم، چهار فاز حالت آلیاژی داریم که در دمای اتاق فریت و سمنتیت به شکل پرلیت و آستنیت به شکل لیدبوریت تبدیل می‌شود. در این حالت ۳ نوع آلیاژ داریم که آلیاژ اول، آلیاژ یوتکتیک و آلیاژ یوتکتوئیدی که در دمای یوتکتوئیدی فاز آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل پرلیت در می‌آید. آلیاژ دوم آلیاژ هیپر یوتکتیک است که در دمای یوتکتیک فاز آستنیت به لیدبوریت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل لیدبوریت در می‌آید.

آلیاژ سوم آلیاژ هیپر یوتکتوئیدی است که در دمای یوتکتوئیدی فاز آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل پرلیت در می‌آید.

در این حالت ۳ نوع آلیاژ داریم که آلیاژ اول، آلیاژ یوتکتیک و آلیاژ یوتکتوئیدی که در دمای اتاق دارای ساختار مکعبی مرکز پر است. آلیاژ دوم آلیاژ هیپر یوتکتیک است که در دمای یوتکتیک فاز آستنیت به لیدبوریت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل لیدبوریت در می‌آید. آلیاژ سوم آلیاژ هیپر یوتکتوئیدی است که در دمای یوتکتوئیدی فاز آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل پرلیت در می‌آید.

در این حالت ۳ نوع آلیاژ داریم که آلیاژ اول، آلیاژ یوتکتیک و آلیاژ یوتکتوئیدی که در دمای اتاق دارای ساختار مکعبی مرکز پر است. آلیاژ دوم آلیاژ هیپر یوتکتیک است که در دمای یوتکتیک فاز آستنیت به لیدبوریت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل لیدبوریت در می‌آید. آلیاژ سوم آلیاژ هیپر یوتکتوئیدی است که در دمای یوتکتوئیدی فاز آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل پرلیت در می‌آید.

در این حالت ۳ نوع آلیاژ داریم که آلیاژ اول، آلیاژ یوتکتیک و آلیاژ یوتکتوئیدی که در دمای اتاق دارای ساختار مکعبی مرکز پر است. آلیاژ دوم آلیاژ هیپر یوتکتیک است که در دمای یوتکتیک فاز آستنیت به لیدبوریت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل لیدبوریت در می‌آید. آلیاژ سوم آلیاژ هیپر یوتکتوئیدی است که در دمای یوتکتوئیدی فاز آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل پرلیت در می‌آید.

در این حالت ۳ نوع آلیاژ داریم که آلیاژ اول، آلیاژ یوتکتیک و آلیاژ یوتکتوئیدی که در دمای اتاق دارای ساختار مکعبی مرکز پر است. آلیاژ دوم آلیاژ هیپر یوتکتیک است که در دمای یوتکتیک فاز آستنیت به لیدبوریت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل لیدبوریت در می‌آید. آلیاژ سوم آلیاژ هیپر یوتکتوئیدی است که در دمای یوتکتوئیدی فاز آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل پرلیت در می‌آید.

در این حالت ۳ نوع آلیاژ داریم که آلیاژ اول، آلیاژ یوتکتیک و آلیاژ یوتکتوئیدی که در دمای اتاق دارای ساختار مکعبی مرکز پر است. آلیاژ دوم آلیاژ هیپر یوتکتیک است که در دمای یوتکتیک فاز آستنیت به لیدبوریت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل لیدبوریت در می‌آید. آلیاژ سوم آلیاژ هیپر یوتکتوئیدی است که در دمای یوتکتوئیدی فاز آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل پرلیت در می‌آید.

در این حالت ۳ نوع آلیاژ داریم که آلیاژ اول، آلیاژ یوتکتیک و آلیاژ یوتکتوئیدی که در دمای اتاق دارای ساختار مکعبی مرکز پر است. آلیاژ دوم آلیاژ هیپر یوتکتیک است که در دمای یوتکتیک فاز آستنیت به لیدبوریت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل لیدبوریت در می‌آید. آلیاژ سوم آلیاژ هیپر یوتکتوئیدی است که در دمای یوتکتوئیدی فاز آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل پرلیت در می‌آید.

در این حالت ۳ نوع آلیاژ داریم که آلیاژ اول، آلیاژ یوتکتیک و آلیاژ یوتکتوئیدی که در دمای اتاق دارای ساختار مکعبی مرکز پر است. آلیاژ دوم آلیاژ هیپر یوتکتیک است که در دمای یوتکتیک فاز آستنیت به لیدبوریت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل لیدبوریت در می‌آید. آلیاژ سوم آلیاژ هیپر یوتکتوئیدی است که در دمای یوتکتوئیدی فاز آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. فاز فریت و سمنتیت به شکل پرلیت در می‌آید.

در اثر این حرارت حاصل سایش چون سخت تر و شکننده تر است تجزیه می شود به آستنیت و کربن (گرافیت)
در این جا چون زیر حرارت بالا قرار است می تواند آهن به طور خالص جدا شود به صورت آستنیت جدا می شود

$$Fe_3C \longrightarrow C + \text{آستنیت}$$

کربن آزاد شده از این واکنش به شکل گرافیت است

کوره ی عملیات حرارتی باید با اتمسفر کنترل شده باشد. اگر هوا اکسیژن باشد اکسیژن روی سطح نفوذ می کند و سطح مرغوب می شود چون سطح زبر می شود سختی کم دارد بنابراین حداکثر روی نفوذ ایجاد ترک می کند
در اصطلاح سطح نفوذ دکربره می شود

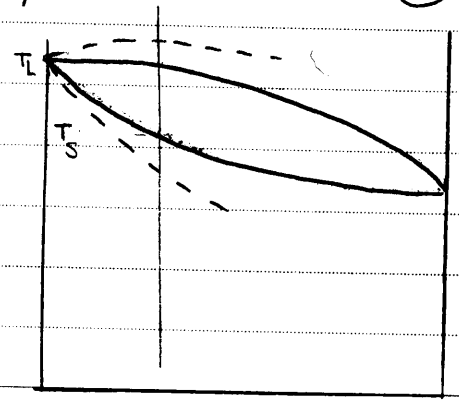
اتمسفر محیط کوره اصلی باید CO و CO_2 و C تعادل می شود و کربن به سطح زیاد می شود سطح دکربره می شود
سطح برابر می شود در نتیجه استحکام سایش بالا می شود و سختی بیشتری به دست می آید

تأثیر سرد کردن مرحله ای بر دیاگرام حالت تعادل: جلسه ی دوازدهم و سیزدهم
سریع سرد کردن مرحله ای دیاگرام حالت تعادلی را تا حدودی تغییر می دهد که ما در دیاگرام تعادلی بررسی نمی کنیم

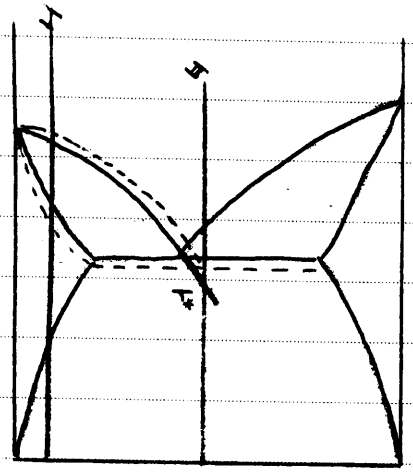
A. حذف یعنی استحاله:
منحنی تعادلی سرد کردن (سریع سرد کردن) پیدا می شود که کریستال مخلوط فاز دوتایی است عمل نفوذ کاربن انجام نشده چون به علت سرعت بالا (نفوذ) نمی تواند رخ دهد و تحرکات جدا می شود بنابراین می تواند سیال شود که یعنی استحاله حذف می شود

B. جدایی نهایی یعنی رسوب سختی:
جدایی نهایی این 2 یعنی 2 عامل بستگی دارد: 1. سرعت سرد کردن 2. سرعت (نفوذ) رسوب کاربن ایجاد

C. در حالت نامحدود: 1. زمان کافی برای Coring 2. نگه داری
سریع سرد کردن در کل تمام پیوستگی که با نفوذ دارد ارتباط است تشکل داری کند در محدوده ی 2 فازی L و α
با کمتر شدن حرارت ترکیب α روی منحنی سولیدوس تغییر می کند با سریع سرد کردن α زمانی تراکم با هم ترکیب
شده و ذخایر کاربن آزاد است می یابد Coring روی می دهد



در T_S همان مانند داریم
و ایجاد پایان نفوذ نرخ است



D) تأثیر سرد کردن بر تعادل یوتکتیکی:

سریع سرد کردن در دیاگرام که تعادل یوتکتیکی در آن رخ می‌دهد

فاز آن چه خواهد بود؟ آیا می‌توان گفت که مطابق دیاگرام انتظار وجود آن

را در حالت تعادل نمی‌توان داشت

در ترکیب I اگر بخواهیم سرد کنیم ابتدا از ذوب فاز α شروع می‌شود

و با رسیدن به T_S انجماد پایان می‌یابد و فقط فاز α خواهیم داشت

اگر بخواهیم سرد کنیم مختصر تغییری در ساختار α

تغییر خواهد کرد در T_S فقط فاز جامد نداریم و هنوز از ذوب فاز α

است تا رسیدن به T_E نیز همچنان فاز ذوب داریم بنابراین

ذوب فاز α در حال تعادل یوتکتیکی شرکت می‌کند و فاز α و β یوتکتیکی بلافاصله از α اولیه داریم در صورتی که در دیاگرام همچنین

چیزی اتفاق نمی‌افتد

بنابر دیاگرام با هیچ گاه ۲ فاز اولیه نداریم در ترکیب II همین ترکیب نقطه‌ای یوتکتیک در حالت تعادل دو فاز اولیه با هم دیده

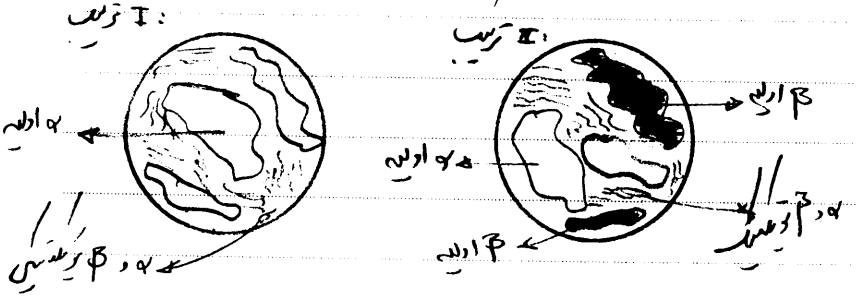
می‌شود در صورتی که در دیاگرام حالت تعادل همچنین چیزی نداریم در حالتی که این ترکیب در شرایط تعادلی سرد می‌شود

علت سرعت کم ایجاد مانع سرد شدن آهسته در دمای T_L می‌شود و تا T_E سرد می‌شود (در صورت شرایط تعادلی)

در این دما احتمالاً فاز α تشکیل می‌شود زمانی که مانع ایجاد هر طرف می‌شود و مانع ذوب یوتکتیک داریم

که از این ذوب فاز β با شکل می‌گیرد این ۲ فاز اولیه با هم دو صورت لایه‌ای تشکیل می‌شود بعد از

آن در دمای T_E α و β یوتکتیک ایجاد می‌شود یعنی در این حالت با α و β اولیه و β یوتکتیک داریم



عملیات حرارتی

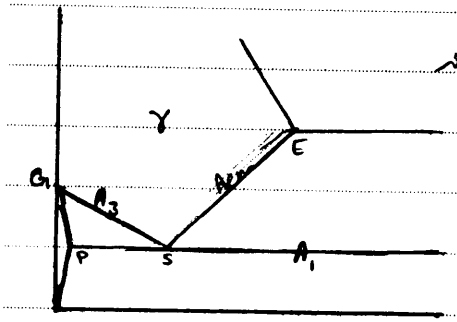
جلسه‌ی پانزدهم: ۸۲/۹/۸

عملیات حرارتی آهن - کربن:

عملیات حرارتی: عبارتی که در آن حرارت دادن و سرد کردن یعنی سرد کردن

عملیات حرارتی فولاد ← برای تجزیه‌ی آستنیت استوار می‌شود و بنابراین عملیات حرارتی فولاد همان تجزیه‌ی آستنیت است

بنابراین قبل از بررسی‌های عملیات حرارتی به بررسی تجزیه‌ی آستنیت به صورت بررسی می‌کنیم



طبق دیاگرام حالت تعادل تجزیه‌ی آستنیت مطابق تحول یوتکتوئیدی رخ می‌دهد

$Ae_1 = A_1 = 723^\circ C$

$Ac_1 > Ae_1 > Ar_1$

$Ae_3 = A_3 = 911^\circ C$ ← یعنی GS

Acm ← دمای شروع تشکیل اولین جدایش سمنتیت از آستنیت

بعد از نقطه‌ی تحول یوتکتوئیدی دمای حرارت $A_3 = A_1$ می‌شود

دمای بررسی تجزیه‌ی آستنیت دمای مثال قبلی یا ابتدا نسبت می‌کنیم و آن دو حالت می‌کنیم دمای کمتر از تحول یوتکتوئید مثل آبدادن‌های A_3 دمای کمتر از تحول یوتکتوئید مثل آبدادن‌های A_{cm} حرارت می‌دهیم تا به تعادل فیزیکی برسیم آستنیت سرد کنیم آستنیت به آهن سرد کنیم با سرعت بحرانی: یعنی GS خورده شد می‌رود و با کاهش دما به تعادل فیزیکی تعادل آهن فریت و آستنیت می‌رسیم آهن سرد کنیم با سرعت: خط تحول یوتکتوئیدی را در این دما آستنیت بی‌ثبات در تحول یوتکتوئید شرکت می‌کند و به پرلیت (فریت + سمنتیت) تبدیل می‌شود

$\gamma \xrightarrow{723^\circ C}$ فریت + Fe_3C (سمنتیت)

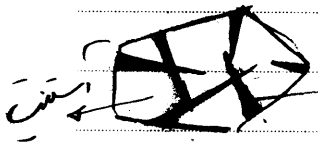
ما در عملیات حرارتی از فاکتورها عبور می‌کنیم با سرعت بیشتر از سرعت تعادلی شروع می‌کنیم دمای شکل حال نسبت آبدادن آهن سرد کنیم نمونه‌های آب سرد نداریم یعنی سریع سرد می‌کنیم

یک حالت کوچک داریم که وقتی آبدادن با سرعتی که هر با بیشتر از آن سرد می‌کنیم مقدار و مقاله‌ای با خطا نیم (مقاومت) می‌کند و چار شکل می‌شود با هم طرح‌های انجام می‌شوند بنابراین خط بسیار و مقدار آلودگی در دمای بالای GSP رخ می‌دهد پیوندهای یوتکتوئیدی نیز با خطا نیم (مقاومت) رخ می‌دهد چار شکل می‌شود و آستنیت در تحول شرکت می‌کند و فاز آستنیت فوق اشباع حاصل می‌کنیم

در این کریستال نوع اسپاج ساختمان هندسی یا فاز هندسی با مارتنزیت ایجاد می شود مرحله نیز از ایجاد آن دیفورماسیون نیست یعنی تبدیل غیر دیفورماسیونی است. دامن تبدیل مارتنزیتی آستنیت به FCC ابتدا تراکونال مرکز دار مارتنزیت تبدیل می شود. در حقیقت زمانی یک فاز هندسی ایجاد می شود که تنها حرکت و تغییر مکان و جابجایی تغییر کند.

در این تغییر اتم های کربن بر روی محور c ها می نشیند و محور c ها می کشد و سپس ها تتراگونال مرکز دار تبدیل می کند این تغییر و جابجایی بدون دیفورماسیون انجام می شود بلکه توسط حرکت جمعی یا گروهی یا برشی منظم اتم ها کریستالی انجام می شود که در آن تغییر و تحول مارتنزیتی نوعی یعنی یک دستجات با هم جابجایی می شوند یعنی تحرک اتم ها به طور متوسط در اتم های اطراف آن ها شماره گذاری کنیم بعد از تحول مارتنزیتی اتم این اتم ها را بررسی کنیم همان اتم ها با همان شماره گذاری در اطراف اتم متفاوت دارند

روی بر وجود آمدن هر فاز هندسی لازم است نهایتا حداقل های فاز شکل مشخص. حداقل های فاز مارتنزیت توسط حرکت نوعی برشی ایجاد می شود. در پایه این حداقل کریستال فی سر زمینه ای شکل مارتنزیت خلق می کند و در داخل آستنیت فرو رفته و ساختمان سطح متقاطع مرزی - هر بین سطح مارتنزیت تبدیل می کند. ساختمان سطح متقاطع مارتنزیت ۲،۵ درجه شیب تر از ساختمان سطح متقاطع زمینه است. در ساختمان سطح متقاطع مارتنزیت به علت کشیده شدن سلول های کریستالی کارهای اتم می شود و همچنین به علت تشکیل سرزمینه ای مارتنزیت تنش های داخلی در وجود می آید و این به علت مقاومت در افزایش سختی می شود. در پایه ساختمان سطح متقاطع مارتنزیت سطح متقاطع شبکه است که معمولا سختی بالا و استحکام تغییر شکل پایین یا مقاومت کمی بالا دارد

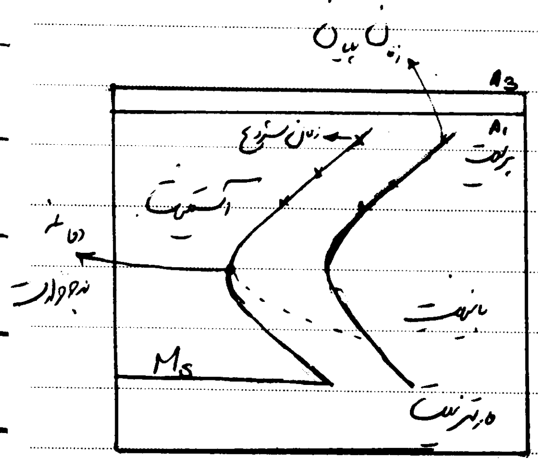


تحول این مجاورت با تحول اسپاج در این است که در کریستال تحول اسپاج ساختار هندسی ایجاد می شود اما در این حالت تغییر مکان اتم ها و ساختار تغییر می کند

تفاوت این ۲ سرعت هایی را برای تجزیه آستنیت بررسی کردیم این سرعت ها وقتی که حجم آن بیشتر و سپس سرعت کمتر از سرعت اولیه که در آن مارتنزیت ایجاد می شود که در حالت اول تحول مارتنزیتی و در حالت دوم تحول غیر دیفورماسیون و در اثر حرکت گروهی یا تحول مارتنزیتی ایجاد می شود

از سرعت اول تا سرعت متفاوتی و سرعت هایی که فاز هندسی با آستنیت وجود می آید ترکیبی از هر دو حالت مشخص شده می شود

برای بررسی تحولات تجزیه آستنیت از دیاگرام های T-T-T (time-temprature-transformation) و C-C-T (سرد کردن مداوم) استفاده می کنیم

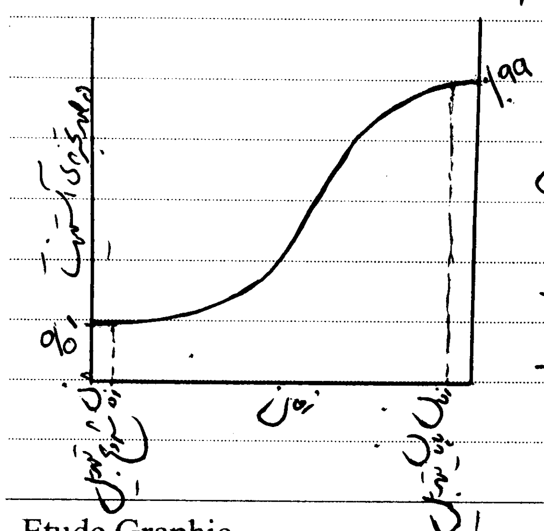


دیاگرام T-T-T

دیاگرام T-T-T یک منحنی دیاگرام که محور عمودی آن درجه حرارت و محور افقی زمان است. البته محور زمان به صورت لگاریتمی تقسیم بندی شده است.

دیاگرام T-T-T برای یک نوع فولاد مشخص ترسیم می شود. دمای درجه حرارت A1 و A3 در بالای منحنی مشخص دارد.

برای رسم دیاگرام T-T-T سری از نمونه های بسیار کوچک استفاده می کنیم و تقسیم می کنیم قطعات را در کوره ای بالای درجه حرارت A3 قرار می دهیم تا همه آنها آستنیته شوند. بعد منتظر می شویم تا ساختار تمام آستنیت شود. بعد نمونه ای را بلافاصله از کوره خارج کرده و در یک محیط با درجه حرارت T_B کمتر از A1 قرار می دهیم. کوره ی نمک [illegible] در نظر می گیریم که درجه حرارت نمونه در حمام نمک است. درجه حرارت حمام نمک ثابت باشد و نمونه ها را به مدت 15 ثانیه درون این کوره ی نمک T_B قرار می دهیم. نمونه در این درجه حرارت در وضعیت ناپایدار قرار دارد و به وضعیت تحول میل می کند و بعد از 15 ثانیه بلافاصله نمونه را درون آب سرد می اندازیم. بعد نمونه را بررسی می کنیم. می بینیم که در مدت 15 ثانیه مقداری از آستنیت که در وضعیت ناپایدار بوده تجزیه شده چون فرصت تحول از زمان کافی نبوده و بعد که در آب انداختیم باقیمانده آستنیت به مارتنزیت تبدیل شده است. حال نمونه ای دیگری را به مدت 20 ثانیه در حمام نمک T_B قرار می دهیم و بعد دوباره در آب می اندازیم و همین ترتیب نمونه ای را به 30 ثانیه ..... در حمام نمک قرار می دهیم و بعد در آب می اندازیم. بعد از این بررسی می کنیم که هر نمونه چه مقدار زمان [illegible] میکروسکوپی چه مقدار است. بعد نمودار زیر را برای این دمای T_B رسم می کنیم.



منحنی های S شکل [illegible] این نمودار متفاوت است هم از نظر زمان شروع هم زمان پایان. دهم حاصل تجزیه مارتنزیت و پرلیت و بینیت و مارتنزیت یا همه آنها 1% و 99% را در نظر می گیریم. زمانی که 1% آستنیت تجزیه شده است را زمان شروع و زمانی که 99% آستنیت تجزیه شده است را زمان پایان آستنیت گویند و این زمان ها را روی منحنی S شکل در T_B در نمودار T-T-T مشخص می کنیم. علت اینکه 1% را انتخاب می کنیم این است که هیچ گاه بلافاصله شروع نمی شود و 1% زمان روشن تری را به ما می دهد.

با اتصال نقاط هم نام (نقاط شروع تجزیه آستنیت و نقاط پایان تجزیه) نمودار T-T-T مربوط به فولاد مورد نظر حاصل می‌شود.

در دمای M_s فاز آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌شود. در این زمان آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌شود. این نمودار T-T-T که به دست می‌آید نقاط روی خط آغاز آن را نشان می‌دهد. در نمودار T-T-T که به دست می‌آید نقاط روی خط آغاز آن را نشان می‌دهد. در نمودار T-T-T که به دست می‌آید نقاط روی خط آغاز آن را نشان می‌دهد.

زمانی که T_B (دمای حمام نمک) بالاتر از دمای A_1 فولاد است ابتدا فولاد آستنیت می‌شود و تبدیل به پرلیت می‌شود. زمانی که T_B در دمای M_s تا دمای A_1 فولاد است آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌شود. در محدوده‌ای بین این دو حوزه حوضه‌ای بینابینی وجود دارد که یک ساختمان مخلوط بینابینی تشکیل می‌دهد.

در محدوده‌های پرلیتی نیز از بالا به پایین با کاهش دما فولاد ریزتر و ظریف‌تر می‌شود و جنس ترد فولاد پرلیت می‌شود. در محدوده‌ای مقاومتی داریم. پرلیت که فولاد ظریف‌تری دارد سریعتر و زودتر شکست می‌دهد.

در نمودار T-T-T در محدوده‌ی پرلیتی دمایی وجود دارد که در این دما بیشترین مقاومت را می‌توان داشته باشیم.

* با آهسته کردن آهن در حوالی تبدیل یوتکتوئیدی پایین می‌آید و می‌توان آهن را آن‌قدر آهسته آورد تا در حوالی تبدیل یوتکتوئیدی در دمای حرارت محیط و تبدیل در این حالت در دمای حرارت محیط آستنیت داریم و فولاد آستنیتی به دست می‌آید. *

جلسه‌ی شانزدهم ۸۳، ۹، ۱۵

در نمودار T-T-T برای آلیاژهای خاص شبیه S خوابیده است که دماغه‌ای دارد و منحنی می‌شود. در دمای M_s که دمای حرارت شروع تبدیل آستنیت به مارتنزیت است. در طرف بالای دماغه فاز پرلیت وجود دارد که تقریباً آخرین جایی که پرلیت وجود دارد در دماغه‌ی بالایی است. اگر از بالا سوئیم و به M_s برسیم آستنیت هیچ چیز دیگری جز مارتنزیت تبدیل نمی‌شود.

تجزیه‌ی آستنیت به پرلیت توسط مکانیزم دیفوزیون صورت می‌گیرد. وقتی آستنیت را سرد می‌کنیم وقتی به دمای حرارت زیر تبدیل یوتکتوئیدی می‌رسیم در این حالت آستنیت ناپایدار می‌شود و میل به تجزیه دارد و می‌خواهد به این حالت در این دمای حرارت از پایداری نهایی برخوردار هستند. آستنیت تجزیه می‌شود. در این حالت آستنیت می‌خواهد به پرلیت (سمنتیت و فریت) تجزیه شود. هسته‌های اولیه تجزیه آغاز می‌شود. ابتدا باید جوانه‌های سمنتیت و فریت تشکیل بشود. ابتدا در مناطقی که مناسب‌تر است مثل حدود دانه‌ها که مناسب‌های تشکیل جوانه است جوانه‌های سمنتیت با استفاده از مکانیزم دیفوزیون ایجاد می‌شود در اطراف آن دیفوزیون اتم‌های کربن، کربن جابجا می‌شود و در مناطق دوری حدود دانه‌ها جوانه‌ای سمنتیت ایجاد می‌کند

و شروع به رشد می‌کند حوزه‌های آستنیت از اطراف خود رشد می‌کنند تا جایی که ساختار آستنیت به وجود می‌آید. در اطراف مرز آستنیت شروع به رشد می‌کند سپس شرایط ایجاد مارتنزیت فراهم می‌شود و در اطراف آن مارتنزیت به وجود می‌آید. مارتنزیت شروع به رشد می‌کند مارتنزیت نیز به‌طور کربن اضافی به اطراف خود دفع می‌کند دوباره شرایط ایجاد آستنیت ایجاد می‌شود. این چرخه ادامه می‌کند و مارتنزیت و آستنیت ایجاد می‌شود. دوباره آستنیت ساختار دوفازی به وجود می‌آید. تمام این تبدیل توسط مکانیزم دیفوزیون انجام می‌شود.

حال اگر آستنیت را از بالای سرد کنیم دمای M_s مارتنزیت به وجود می‌آید. مکانیزم آن حرکت کوتاه‌برد اتم‌ها و حرکت جمعی یا برشی شبکه‌ای کریستالی است. یعنی اتم‌ها از حوزه‌ای مرزدانه‌ای ایجاد می‌شود و آستنیت تبدیل می‌شود به مارتنزیت. در دمای M_s شروع تبدیل آستنیت به مارتنزیت است. سرعت سنتی بسیار زیاد و نقطه دمای خاصی ارتباط دارد.

نکته‌ی قابل توجه در تبدیل دیفوزیونی آستنیت به پرلیت یا بینیت، ترکیب شیمیایی است. در تبدیل‌های دیفوزیونی هر دو فاز باید ترکیب شیمیایی متفاوت با ترکیب اولیه آستنیت داشته باشند. بیشترین تفاوت در مرز دانه‌ها رشد می‌کند و خنثی می‌شود. حوزه‌های عمل نیز است که حتی‌الامکان در پرلیت در دمای بالاتر تشکیل می‌شود. این دما بالا باعث می‌شود که نفوذ اتم‌ها بیشتر باشد و سرعت تبدیل آستنیت به پرلیت بیشتر می‌شود. اما در دمای پایین‌تر چون نفوذ اتم‌ها کم است سرعت تبدیل آستنیت به پرلیت کم می‌شود. این دما باعث می‌شود که ترکیب شیمیایی فاز مادر و فاز جدید متفاوت باشد. در دمای پایین‌تر مارتنزیت ایجاد می‌شود. در دمای M_s شروع تبدیل آستنیت به مارتنزیت است. سرعت تبدیل بسیار زیاد است و نقطه دمای خاصی ارتباط دارد.

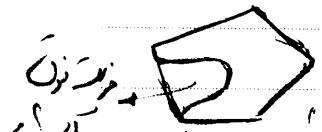
نکته‌ی قابل توجه در تبدیل دیفوزیونی آستنیت به پرلیت یا بینیت، ترکیب شیمیایی است. در تبدیل‌های دیفوزیونی هر دو فاز باید ترکیب شیمیایی متفاوت با ترکیب اولیه آستنیت داشته باشند. بیشترین تفاوت در مرز دانه‌ها رشد می‌کند و خنثی می‌شود. حوزه‌های عمل نیز است که حتی‌الامکان در پرلیت در دمای بالاتر تشکیل می‌شود. این دما بالا باعث می‌شود که نفوذ اتم‌ها بیشتر باشد و سرعت تبدیل آستنیت به پرلیت بیشتر می‌شود. اما در دمای پایین‌تر چون نفوذ اتم‌ها کم است سرعت تبدیل آستنیت به بینیت کم می‌شود. این دما باعث می‌شود که ترکیب شیمیایی فاز مادر و فاز جدید متفاوت باشد. در دمای پایین‌تر مارتنزیت ایجاد می‌شود. در دمای M_s شروع تبدیل آستنیت به مارتنزیت است. سرعت تبدیل بسیار زیاد است و نقطه دمای خاصی ارتباط دارد.

نکته‌ی قابل توجه در تبدیل دیفوزیونی آستنیت به پرلیت یا بینیت، ترکیب شیمیایی است. در تبدیل‌های دیفوزیونی هر دو فاز باید ترکیب شیمیایی متفاوت با ترکیب اولیه آستنیت داشته باشند. بیشترین تفاوت در مرز دانه‌ها رشد می‌کند و خنثی می‌شود. حوزه‌های عمل نیز است که حتی‌الامکان در پرلیت در دمای بالاتر تشکیل می‌شود. این دما بالا باعث می‌شود که نفوذ اتم‌ها بیشتر باشد و سرعت تبدیل آستنیت به پرلیت بیشتر می‌شود. اما در دمای پایین‌تر چون نفوذ اتم‌ها کم است سرعت تبدیل آستنیت به بینیت کم می‌شود. این دما باعث می‌شود که ترکیب شیمیایی فاز مادر و فاز جدید متفاوت باشد. در دمای پایین‌تر مارتنزیت ایجاد می‌شود. در دمای M_s شروع تبدیل آستنیت به مارتنزیت است. سرعت تبدیل بسیار زیاد است و نقطه دمای خاصی ارتباط دارد.

نکته‌ی قابل توجه در تبدیل دیفوزیونی آستنیت به پرلیت یا بینیت، ترکیب شیمیایی است. در تبدیل‌های دیفوزیونی هر دو فاز باید ترکیب شیمیایی متفاوت با ترکیب اولیه آستنیت داشته باشند. بیشترین تفاوت در مرز دانه‌ها رشد می‌کند و خنثی می‌شود. حوزه‌های عمل نیز است که حتی‌الامکان در پرلیت در دمای بالاتر تشکیل می‌شود. این دما بالا باعث می‌شود که نفوذ اتم‌ها بیشتر باشد و سرعت تبدیل آستنیت به پرلیت بیشتر می‌شود. اما در دمای پایین‌تر چون نفوذ اتم‌ها کم است سرعت تبدیل آستنیت به بینیت کم می‌شود. این دما باعث می‌شود که ترکیب شیمیایی فاز مادر و فاز جدید متفاوت باشد. در دمای پایین‌تر مارتنزیت ایجاد می‌شود. در دمای M_s شروع تبدیل آستنیت به مارتنزیت است. سرعت تبدیل بسیار زیاد است و نقطه دمای خاصی ارتباط دارد.

همچنین درصد کربن در محلول آستنیت با پایین رفتن دما کم می‌شود و حلالیت اتم‌های کربن در محلول جامد آهن γ یا آستنیت بیشتر می‌شود. با افزایش درصد کربن منطقه‌ی پایداری آستنیت وسیع‌تر می‌شود. به‌طوری که اگر فولادی را از بالای A_1 به پایین سرد کنیم و هیچ تغییر ساختمانی در آن رخ ندهد، آستنیت در دمای M_s شروع به تبدیل شدن به مارتنزیت می‌کند. این تبدیل در دمای M_f به پایان می‌رسد.

اگر سرعت سرد کردن در فاصله M_s و پایین‌ترین دمای حرارتی به پایان خود می‌رسد، مقداری آستنیت باقی می‌ماند که به آن آستنیت باقیمانده گویند. به مقدار آستنیت باقیمانده بستگی دارد. هرچه از طرفی سرعت تشکیل مارتنزیت از آستنیت و از طرفی سرعت تشکیل پرلیت از آستنیت کم باشد، از طرفی دیفوزیون و از طرفی بی‌دیفوزیون و مارتنزیتی است و هر دو مکانیزم در ایجاد بینیت نقش دارند. وقتی ما آستنیت را به زیر دمای M_s می‌بریم (یعنی در یک دمای بالاتر تجزیه سریع و در یک دمای حرارت تجزیه آستنیت تمام می‌شود) اگر این دمای حرارت را زیر دمای پرلیت باشد همواره تجزیه‌ی دیفوزیونی امکان‌پذیر است از طرفی اگر M_s را زیاد کنیم تا تجزیه‌ی مارتنزیتی آغاز شود و آستنیت به مارتنزیت تبدیل شود در این حالت ابتدا مقداری از سمنتیت‌ها از زمینه‌ی پرلیتی از روی فرمول Fe_3C سمنتیت و تبدیل آستنیت به مارتنزیت توسط مکانیزم حرکت جمعی اتم‌ها یا کوپراتیوی صورت می‌گیرد. زمینه جای‌جا می‌شود این جابجایی سطح می‌سازد که در این جا آستنیت به ساختمان BCC فریت تبدیل می‌شود. این فریت به صورت فولاد اسفنجی است و معمولاً کربن در داخل آستنیت‌ها در حدود ۰.۵۲٪ کربن می‌تواند در خود حل کند. به همین دلیل اتم‌های کربن از داخل فریت می‌توانند خارج شوند و معمولاً کربن اضافه در داخل آستنیت محلول بوده است. در داخل فریت باقی می‌ماند تا این مرحله از تشکیل بینیت مکانیزم غیر دیفوزیونی بوده است. این محدودیتی آستنیت به صورت یک ناحیه‌ی بی‌شکل روی فریت ایجاد می‌شود



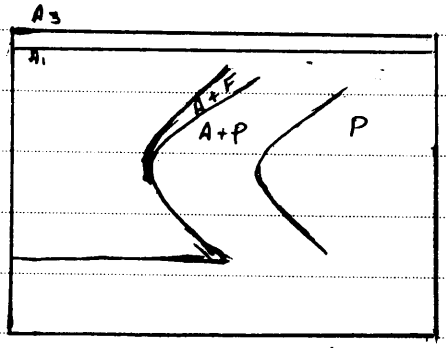
حاصل یک کریستال نوک اسفنجی است و چون در دمای حرارت بالا است کریستال نوک اسفنجی تمایل می‌کند به حالت تعادل و متقارن. اضافی عنصر آلیاژی حل شده در حدود سطح آزاد می‌کند که در این مرحله آزاد سهل‌تر کربن اضافه توسط مکانیزم دیفوزیونی رخ می‌دهد و فولاد سمنتیت روی این جمله‌ای ایجاد می‌شود

بنابراین تشکیل بینیت از ۲ مرحله تشکیل شده که یک مرحله دیفوزیونی و یک مرحله غیر دیفوزیونی است. در طول حال ترکیب بینیت نیز فریت و سمنتیت است مانند پرلیت اما شکل پرلیت تشکیل نمی‌گیرد از نظر شکل ساختمان هم بینیت با پرلیت متفاوت است. پرلیت به صورت لایه‌ای و بینیت فریت در زمینه و سمنتیت هر روی آن است

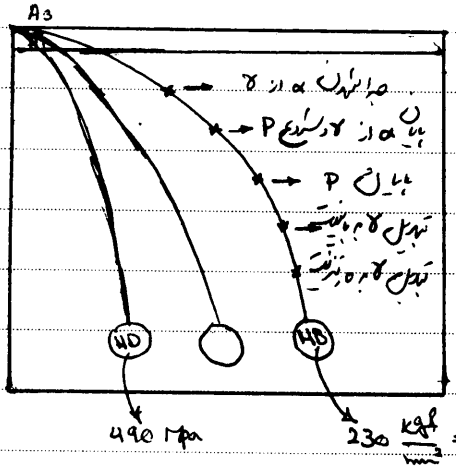
مطالعه‌ی تجزیه آستنیت به سه قسم: ۱- پرلیت، ۲- بینیت و ۳- مارتنزیت انجام می‌شود که در کلاس درباره‌ی آن استفاده می‌کنیم. فقط در کلاس حداقل توضیح می‌دهیم که ساختمان آنها چگونه است و تفاوت‌های آنها با هم چیست. برای تفاوت خواص آنها به ساختمان کریستالی مراجعه کنید می‌توانیم سه قسم تجزیه آستنیت را با هم مقایسه کنیم

سرد شدن فولاد با سرعت خاصی تبدیل آستنیت به مارتنزیت را به دنبال دارد که این سرعت را سرعت بحرانی می‌نامند. از نظر سختی مارتنزیت حاصل از سرعت‌های بالاتر از سرعت بحرانی سختی بیشتری دارد و با کاهش سرعت سختی آن کاهش می‌یابد. از نظر سختی مارتنزیت حاصل از سرعت‌های بالاتر از سرعت بحرانی سختی یکسانی دارد.

در دیاگرام T-T-T منحنی که نشان‌دهنده شروع تبدیل آستنیت به پرلیت یا بینیت است را منحنی شروع و منحنی که نشان‌دهنده پایان تبدیل آستنیت به پرلیت یا بینیت است را منحنی پایان می‌نامند. در این حالت چون هیچ‌گونه فازی قابل مشاهده نیست، این منحنی‌ها را خطوط تبدیل می‌نامند.



در عمل ما معمولاً در یک دیاگرام چند نوع سرد کردن را بررسی می‌کنیم (دیاگرام C-C-T (Continuous cooling transformation) را مورد بحث قرار می‌دهیم). در این حالت برخلاف دیاگرام T-T-T که برای شروع تبدیل 10^3 ثانیه صبر می‌کردیم تا تبدیل آغاز شود، در اینجا نیازی به این کار نیست. نمونه‌ها را سرد می‌کنیم و همین که شروع تبدیل را مشاهده کردیم آن را سریع سرد می‌کنیم تا آستنیت باقی‌مانده به مارتنزیت تبدیل شود. در این حالت به این ترتیب عمل می‌کنیم که نمونه‌های اول را آستنیته می‌کنیم و بعد با سرعت‌های مختلف سرد می‌کنیم اگر فولاد حاصل مارتنزیتی شد با سرعت سرد کردن نمونه‌ها را کم می‌کنیم تا به سرعتی برسیم که مارتنزیت تشکیل نشود. نمونه‌های دیگر را با سرعت‌های مختلف سرد می‌کنیم تا نمودارهای خطاب نمودار زیر را خواهیم داشت.



در نمودار بالا ما دو نمودار را رسم می‌کنیم و سختی به آن نوشته می‌شود. همان‌طور که از سرد کردن در سرعت‌های مختلف اجزای مختلف ساختمانی حاصل می‌شود.

هر چه سرعت سرد کردن بیشتر باشد سختی بیشتر است زیرا فازهای مهم و سخت‌تری ظریف‌تر می‌شود و سختی افزایش می‌یابد.

تفاوت دو دیاگرام T-T-T و C-C-T این در روش خنک کردن است نه دیاگرام T-T-T و نوع آن است
می خواهیم با C-C-T به زودی سرد کردن که از کدام مناطق عبور می کند و کدام مناطق را قطع می کند
به علاوه تفاوت دقیقه در این است که در دیاگرام T-T-T ما در نهایت یک ساختار را می بینیم در صورتی که در C-C-T
در پایان ممکن است چند ساختار داشته باشیم

جلسه ی هفدهم ۸۴/۹/۱۷

عملیات حرارتی فولادها :

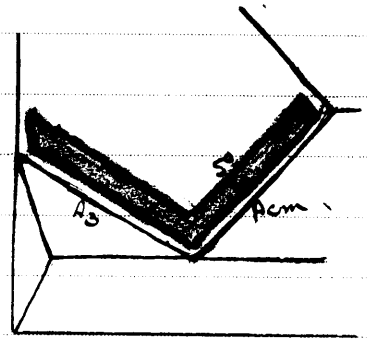
عملیات حرارتی عملی در حالت جامد انجام می شود. برای هر عملیات حرارتی یک هدف خاص را پیگیریم و برای رسیدن به هدف باید عملیات حرارتی کاملی و دقیق را باید انجام دهیم. اگر شرایط دقیق را طی نکنیم خواص را خطا در عملیات حرارتی می شویم امکان دارد کل فولادها خراب شود.

۱) عملیات حرارتی نرماله کردن :

هدف : هدف عملیات حرارتی نرماله کردن برای فولاد حاصل یوتکتوئیدی ظریف کردن ساختمان پرلیت دانه درشت است و برای فولادهای هایپو یوتکتوئید جلوگیری از تشکیل آلوتریومورفی کوشکردار و حفرات می باشد

ساختمان سطح مقطع همین نمونه ای را می بینیم که دانه های آستنیت خاصی باشد اگر یک فولاد یوتکتوئید باشد دانه ها بالای A_3 حرارت دهیم تا وارد منطقه ی آستنیت خالص می شود و در این منطقه حرارت بدهیم تا دانه آستنیت شود و سرد کنیم چون دانه آستنیت هستند سرد کنیم پرلیت ریز دانه تر است و نقاط هایی که پرلیت درشت دانه بعد از رسیدن به A_3 کم است و در محدوده ی فریت و آستنیت دانه ای فریت به داخل کشیده می شود و ساختار خشن های فریت که مکانیزم ایجاد آن راحت ترین است ایجاد می کند. با شروع تشکیل پرلیتوئیدی ساختمان خشن سطح مقطع فریتی - پرلیتی ایجاد می شود که دانه آن ساختمان ریز و دیرین استین می گویند. که کار کردن روی همین ساختمان نرماله سازی نیمه است

همین طراحی های تشکیل ماده یوتکتوئید که فاز فراهم ساختمان نمونه باید از این برود شکل فاز تمرد است و سعی می شود از ایجاد آن جلوگیری کرد



شکل عملیات نرماله کردن : ترکیب ها بین صفر تا ۰.۳۰ تا ۰.۵ درصد جرمی قابل یوتکتوئید بالای درجه حرارت A_3 و منحنی ماده یوتکتوئید بالای کلیه A_{cm} حرارت می دهیم و فولادها آستنیته می کنیم سپس در داخل فریت و پرلیت ما جوانه ای ماده آستنیت ایجاد می شود اگر این حالت داخل کنترل نشده باشد تعداد دانه ها زیاد و یک ساختمان ظریف آستنیته ها برای ما

سپس آن را از کوره در می آوریم و در هوای بیرون جریان هوا سرد می کنیم تا دوباره از ناحیه ای ظریف آستنیت
ناحیه ای ظریف پرلیت و فریت، وجود آید. در حقیقت برگشت کردن عملیات است از تبدیل کامل شده فریت + آستنیت
و سپس آستنیت به فریت و پرلیت ظریف $\alpha \rightleftharpoons \gamma$

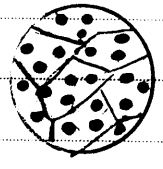
برای آنکه بتوانیم ساختمان و خواص مکانیکی را بهتر کنترل کنیم عملیات حرارتی انجام می شود این به آن علت
است که به خاطر سرعت سرد کردن هایی که در عملیات نرمالیزه وجود دارد دیگر فرصت وجود ندارد دانه های کاملاً
شکل بگیرند

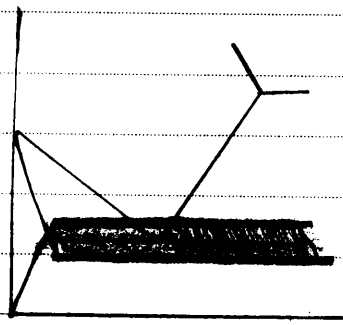
اگر در این حالت ها در روی دیاگرام T-T-T برویم می بینیم سرد کردن در هوای بیرون جریان دارد که دوباره پرلیت خواهد داشت
و اگر جریان هوا را زیاد کنیم سرعت سرد کردن بالا خواهد رفت

خطا در عملیات: برای تبدیل برای حرارت دادن نیاز داریم که در برای هوا که این سرعت حرارت
خواهد داد و سپس سرد می کنیم اگر زیادی حرارت خواهد داد دانه ها درشت می شود و اگر
درجه حرارت آستنیت را بالا ببریم و بالا تر از درجه حرارت عملیات آستنیت ناهمگن برای
اینکه فاز آستنیت درشت می شود و حاصل ساختمان مارتنزیت درشت می شود
در حالتی که زمان هم زیاد شود و کاربن نفوذ فولاد کاملاً آستنیت شده است که دوباره عملیات
عملیات باطل ایجاد می کند

۲.۲ عملیات حرارتی نرم کردن:

هدف: در این عملیات هدف خاص این است برایم خاصیت نرم پذیری فولاد را افزایش دهیم برای این منظور لازم
است که فازهای سخت یا شکننده را نرم کنیم یا از بین ببریم آن را نرم کنیم یا از بین ببریم فاز سمنتیت فازی
سمنتیت فولادی است در طی این عملیات شکل آن را هم سمنتیت کروی تبدیل می کنیم تا خاصیت نرم
پذیری آن بیشتر شود. حاصل تحول ترمودینامیکی فریت و سمنتیت است فریت علت زیاد
خاصیتی پایین کربن هیچ گونه خاصی عمل می کند و خاصیتی مانند نرم پذیری بالا است
پس اگر بتوانیم سمنتیت نواری را به سمنتیت کروی تبدیل کنیم فولاد ما نرم و نرم پذیر می شود
در این حالت پس از تحول ترمودینامیکی زمینه ای نرمی داریم با فازهای سمنتیت کروی



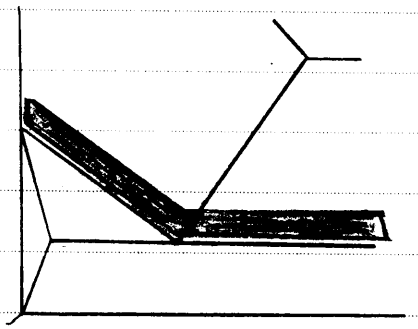


شکل عملیات نرم کردن: در این عملیات
ترکیب را در حوالی درجه حرارت A_1 حرارت می دهیم
و بعد فولاد را کوره سرد می کنیم یعنی با سرعت پایین
سرد می کنیم در این حالت سمنتیت نواری کاملاً
تبدیل سطحی تبدیل می شود به سمنتیت کروی

خطا در عملیات : باید دقت شود که زمان کافی نمونه در داخل کوره بماند و به طور کامل به حرارت تبدیل شود و اگر مدت زمان کافی توقف را از دستگاه در حرارت نگاه داری باقی می ماند ، بلکه عکس است که اینجا نمونه ها نرم تر می گیریم بعد نمونه ها وقت عملیات نرم کردن می دهیم چون اگر نمونه ها آستنیت نرم شده گیریم دانه های آستنیت اولیه هوای مرزدانه ، زمان طولانی نیاز دارد و در قطعات بزرگ تبدیل می شود و نمی تواند به طور کامل به آستنیت کروی تبدیل شود و در سرد کردن مقدار سختی پایین می آید

۱۳ عملیات سخت کردن :

تعریف : در این عملیات هدف آن است که نمونه ای سخت شود در این عملیات برعکس عملیات نرم کردن باید فازهای سخت مارتنزیت و بینیت را ایجاد کنیم . که بتوانیم از جوانسازی فاز فولاد بینیت یا مارتنزیت ایجاد می کنیم که بینیت نسبت به مارتنزیت دارای سختی کمتر و انعطاف پذیری بیشتر است



روش عملیات سخت کردن : مرکب در این حرارت نمونه را داخل کوره تا تبدیل تمام آستنیت شود بین ۳۰ - ۵۰ درصد بالای A_3 و برای فاز هیپو یوتکتوئید بین ۳۰ - ۵۰ درصد بالای A_1 حرارت می دهیم و با سرعت عوامل سرعت کولینگ سرد می کنیم و حاصل مارتنزیت یا بینیت است . برای ترکیبات داخل یوتکتوئید وقتی نمونه را ۳۰ - ۵۰ درجه بالای A_3 حرارت می دهیم فولاد آستنیت دارایم و هنگامی که سریع سرد می کنیم حاصل فقط مارتنزیت یا بینیت داریم در حالت هیپو یوتکتوئید نیز هم فازهای آستنیت نمونه و آستنیت داریم در این حالت چون در داخل مارتنزیت ساختمان سه وجهی متمرکز از صفحات داخلی همان بالا تشکیل می کند بنابراین انرژی زیادی وارد که از کوشش های نیروهای آستنیت نمونه ترک بخورد و سرعت ترک چون صفحات بالا است ترک در داخل دانه می ماند و از مرز دانه نمی گذرد و مرز دانه ای که از ساختار سه وجهی متمرکز است صفحات بالا برخورد است و باعث علت اینکه سرعت بالا است در داخل دانه نیز می ماند . برای همین خود بهتر است که ابتدا نمونه ها را ضعیف کنیم زیرا هرچه دانه های آستنیت ظریف تر باشد مارتنزیت نیز ظریف تر است .

تا اینجا عملیات حرارتی نرم کردن یا نرم کردن و ثبت بهتر چسبند می توان آن را تصحیح کرد اما عامل خطا در سخت کردن غیر قابل برگشت است چون برای ایجاد سختی نرم کردن سیستم بالا می رود و همچنین فاز تردی شکست ایجاد می شود و همگی می توان با شکست شکل نمونه غیر استفاده می شود

۴. عملیات حرارتی تمپرکردن :

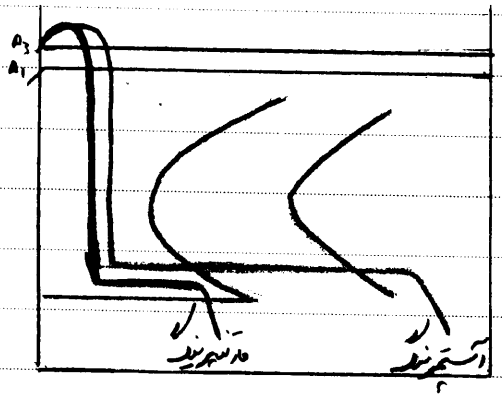
تمپرکردن بعدی تنش گیری کردن کربن است تا قبل کردن در نتیجه انعطاف پذیری و نرم پذیری بیشتر می شود و تردی کم می شود و در نتیجه احتمال ترک خوردن کمتر می شود

۵. عملیات حرارتی سخت کردن فشرده ، (آستمپرینگ و مارتمپرینگ)

هدف این عملیات سطح مقاومتی خواص این دو می باشد که سختی بالاتر و تردی کم داشته باشد و تنش های داخلی آن کمتر باشد یا اینکه سختی کمتر و انعطاف پذیری بیشتر که به سطح متوسط پایینی می رسیم

در مارتمپرینگ سخت کردن است که روی آن عملیات تمپر انجام میشود است نوع فولادهای A_3 می باشد و دو این دو درجه حرارت این نقطه حرارت می رسیم تا دقیقه نگه داشته می شوند بعد آن با سریع تا درجه حرارتی حوالی M_s و کمی پایین تر سرد می کنیم و در این درجه حرارت نگه می داریم ($T > M_f$) که های این کار می توان توده آستنیت را در دون حمام نمکی با دمای $M_s + 50$ درجه سرد کرد در حقیقت با از نقاطی حرارتی بین حمامی با پایینتر استفاده می کنیم های تنش گیری کردن . وقتی از بالا سرد می کنیم تا پس در نوع تنش گیری انتقال شکل گرفته است با دمای M_s که شروع می کنیم تا تبدیل آستنیت به مارتنزیت تنش گیری شود و قبل از اینکه از آستنیت با پایینت شکل بپذیرد نوع نمونه را از حمام خارج می کنیم چون درجه حرارت نوع نزدیک به M_s آن است درجه حرارت M_s می باشد و مارتنزیت شکل می گیرد به این مارتنزیت تنش گیری می گوید

در آستمپرینگ درجه حرارت از بالاتر از M_s و بالاتر از درجه حرارت مارتمپرینگ و پایین می کنیم تا تبدیل شود به پایینت و در نقطه ما پایینت داریم



با دقت داریم که هرچه سختی بالاتر می شود تردی کم نیز بالاتر می رود و حفظ شکست بیشتر می شود

در نقطه حمام با نیاز به سختی عمیق بالا نداریم و فقط سختی بالا می رود حفظ تردی بالا می رود و حفظ شکست زیادی می رود و فولادهای سخت کمتر نیاز بالا می شود آن که آستمپرینگ و مارتمپرینگ می کنیم

در شکل دادن نیاز داریم تا خواص در مقاطع مختلف یکنواخت باشد پس نگاه می کنیم تا فولاد آستنیت

جلسه ی چهارم ۸۴/۹/۲۲

مقاومت:

یکی از اولین خواص مکانیکی که در مورد فلزات در صنعت حائز اهمیت فراوان است، مقاومت فلز در برابر تغییر شکل است. به طوری که ۸۵٪ مواد مورد استفاده در صنعت از طریق شکل دادن تهیه می‌شوند. از طریق ریخته گری یا متالورژی پودر تهیه می‌شوند.

- بررسی مختصر رفتار الاستیک و پلاستیک فلزات:

مقاومت فلز در برابر تغییر شکل به دو صورت تغییر شکل پلاستیکی و الاستیکی است. تغییر شکل الاستیکی تا زمانی که اعمال نیرو در حد ارتجاعی باشد، برقرار است و پس از برداشتن نیرو، جسم به شکل اولیه خود بازمی‌گردد. تغییر شکل پلاستیک با تغییر شکل الاستیک همراه است و پس از برداشتن نیرو، جسم تغییر شکل پلاستیک می‌دهد. تغییر شکل الاستیک برگشت پذیر است و تغییر شکل پلاستیک برگشت ناپذیر است.

در حالت کلی، از تغییری که پس از برداشتن نیرو باقی می‌ماند تغییر شکل پلاستیک است.

وقتی که نیرو وارد می‌کنیم نمونه در جهت عکس العمل نیرو مقاومت نشان می‌دهد و از تغییر شکل جلوگیری می‌کند و نتیجه در واحد سطح تنشی ایجاد می‌شود. بنابراین تنش را به صورت زیر تعریف می‌کنیم:

"تنش نیروی مقاومتی که در واحد سطح نمونه در مقابل نیروی خارجی از خود نشان می‌دهد"

$$\sigma = \frac{P}{A} \Rightarrow \frac{kgf}{mm^2} = \frac{kN}{mm^2} = Mpa$$ تنش کششی یا

وقتی در جهت کششی نیرو اعمال می‌کنیم نمونه در جهت عکس تنش ایجاد می‌کند. ما می‌توانیم از سه جهت به نمونه نیرو بدهیم: کششی، فشاری و برشی یا تغییر شکلی

$$\tau = \frac{P}{A}\ Mpa$$ تنش برشی یا

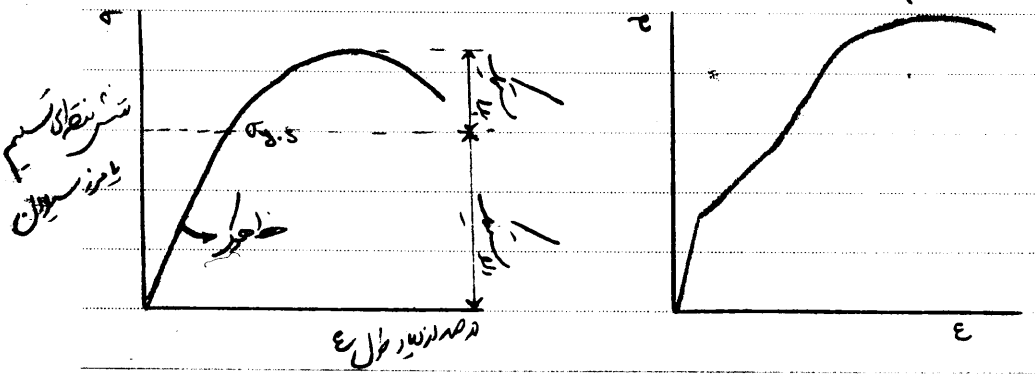
حالا تنش را در صورت تغییر شکل بررسی می‌کنیم که تغییر شکل الاستیک یا پلاستیک می‌دهد

$\sigma = f(\varepsilon)$

$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$ درصد ازدیاد طول را حساب می‌کنیم

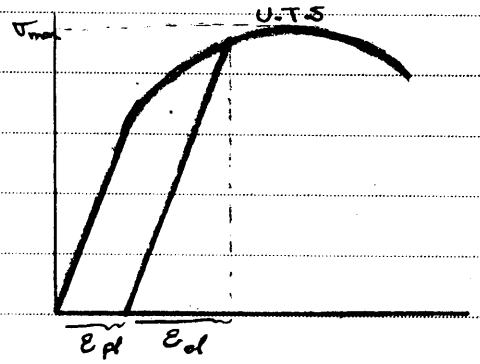
نمودار $\varepsilon - \sigma$ به دست می‌آید

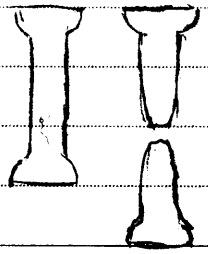
راه عملی به دست آوردن این منحنی توسط آزمایش‌های کشش است.



$$\sigma = E.\varepsilon$$

$$\tau = G.\gamma$$

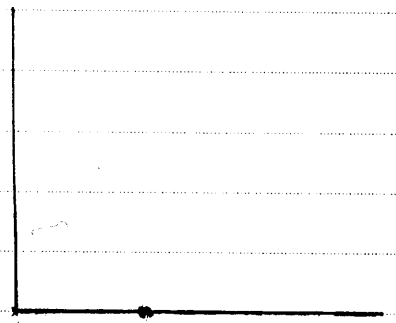




- تنش نقطه‌ای تسلیم : تعیین دقیق نقطه‌ی تسلیم و تغییر شکل پلاستیکی با آزمایش دقیق نیاز دارد به همین خاطر از آن کاربرد زیادی نمی‌کنیم اما در عمل وصفت این کاربردی نمی‌کنیم بنابراین به جای دقیق تغییر شکل پلاستیکی ۰.۲٪ را در نظر می‌گیریم و از آن نقطه خطی رسم می‌کنیم و $\sigma_{0.2}$ را به دست می‌آوریم که احتمالات آن با تنش تسلیم خیلی کم است.
- تنش Max یا U.T.S : یا حداکثر استحکام کششی که سطح زیر نمودار کشش خارجی می‌تواند تحمل کند
- نمودار الاستیسیته : نمودار یک
- ۴ درصد از زیاد طول نهایی : که بیشتر مواد فلزی این‌طور است هرچه درصد ازدیاد طول کمتر باشد قابلیت نرم‌پذیری کمتر
- ۶ درصد کاهش سطح : که این نیز معیاری برای نرم‌پذیری است $\frac{A_0 - A}{A_0} \times 100$
هرچه قدر قابلیت نرم‌پذیری بیشتر باشد سطح شکست باریک‌تر می‌شود
آخرین نقطه تغییر فرم الاستیک بعد از برداشتن نیرو دیگر هیچ تغییری در سطح نمونه بوجود نمی‌آید مانند فنر را که سطح شکست آن‌ها تغییر فرم ندارد و با حال سطح انقطاع می‌شکند و آخر دو سر شکسته سهل به نظر می‌رسد هرچه کاهش سطح بیشتر می‌شود

منحنی در نقطه‌ی این شکل است که تا نقطه‌ی Max نمونه تقریباً مثل یک میله‌ی فلزی رفتار می‌کند و بعد از نقطه‌ی Max دچار گلوگاه می‌شود و از آنجا می‌شکند. هرچه قدر نمونه قابلیت نرم‌پذیری بیشتری داشته باشد سطح شکست باریک‌تر می‌شود

با انجام آزمایش می‌توانیم قابلیت نرم‌پذیری یا مواد مختلف را با هم مقایسه کنیم برای مثال نمونه‌ای از آهن گلبهی که قابلیت نرم‌کاری خوبی دارد خواهیم داشت استحکام کششی کمتری دارد و سطحی که قطعه نهایی شکسته است، همین‌طور نمونه‌های فلزات دیگر را با خواص مکانیکی خاص خود را در حقیقت نمودار $\sigma - \varepsilon$ معیاری برای E است و تشخیص نوع آن را



با دقت داریم که با تغییر دما حرارت تولید ΔE تغییر می‌کند زیرا E برابر با دما حرارت است و داده‌های خاصیت ارتجاعی $\frac{1}{2}$ و جهت E های حالات مختلف شبکه‌ی کریستالی متفاوت است.

← دیسلوکیشن‌های سلیم در داخل فلز چه تغییراتی ایجاد می‌کند؟
وقتی به فلزات اعمال نیرو می‌کنیم دقت کنید مثلاً من سیم صنعتی هستم یعنی از صنعت کریستالی با نام صنعتی لوزی در جهت یعنی از جهت کریستالی با نام جهت لوزی شروع می‌کند؟ فرض کنید. چون صنعت لوزی با نام جهت لوزی در سیستم لوزی تقارن می‌کنیم و همسایه جهت لوزی بردی صنعتی لوزی متقارن است.

صنعت لوزی صنعتی هستند که با Mon تعداد اتم در پرسیمون‌های داخل و در سر متصل هستند لوزی صنعتی (۱۰۰) صنعتی با عنوان هندسه لوزی صنعتی لوزی است که Mon تعداد اتم دارد و در سر متصل FCC صنعتی است. Mon تعداد اتم در پرسیمون است. بنابراین متوجه می‌شویم که داده‌های سر متصل FCC هستند.
سر نیکل، آهن و ۸ صنعت لوزی صنعت خانواده‌ی [۱۱۱] است یعنی در حل ۸ صنعتی لوزی است که به علت تقارن ۴ صنعتی لوزی در نظر گرفته می‌شود.

وقتی دیسلوکیشن‌های سلیم با حرکت می‌کنند سیستم‌های لوزی بردی‌ها شروع به فرسایش می‌کنند.

آزمایش‌های زیادی هم در همین زمینه انجام شده است. مثلاً در جهت نقطه کریستال از آن پرسیدن می‌کنند تا روی آن تنش وارد کنیم و بعد هر کدام از دیسلوکیشن‌های سلیم به وجود می‌آیند و متوجه می‌شویم که اگرچه همگی این‌ها یک کریستال هستند اما دیسلوکیشن‌های سلیم با هم اختلاف دارند.

در حقیقت تنش برشی باعث این تغییر شکل‌ها می‌شود. آنچه باعث لغزش سیستم‌های لوزی بردی‌ها می‌شود و تغییر فرم پلاستیک را باعث می‌شود تنش برشی حاصل از تنش کریستالی است. وقتی توانایی‌های بردی سیستم‌های لوزی تغییر می‌کنند و می‌بینیم صنعت لغزش شروع به لغزش می‌کند و علت اختلاف نیز همین است زیرا هر کدام از این تک کریستال‌ها جهت کریستالی حاصل خود را دارند و نتیجه زاویه‌ای که جهت لغزش با جهت کشش و جهت تغییر فرم می‌سازد متفاوت است و نتیجه تنش برشی متفاوت است.

سیستم: $\tau = \sigma \cos\lambda \cdot \cos\lambda$

λ زاویه لغزش با جهت کشش

λ زاویه لغزش با جهت تغییر فرم

با توجه به رابطه‌ی شیمیر زمانی که θ به حداکثر مقدار خود می‌رسد تفرق آغاز می‌شود بنابراین جهت بردی در کریستال وارد که در جهتی که شرایط تفرق نباشد. طول d در تنش کشش و جهت کریستالوگرافی یک کریستال بستگی دارد، این جهت بردی در جهت کریستالوگرافی اولین جوانه بستگی دارد

از رابطه‌ی شیمیر همچنان می‌توانیم تغییر کنیم که θ_{max} زمانی می‌شود که $\lambda_0 = x_0 = 45^\circ$ یا نهایتاً $\theta = 0.5\pi$ می‌شود

جلسه‌ی نوزدهم ۸۳/۹/۲۴

وقتی جهت، تنش و جهت، بحث رسید صفات تفرش در جهات مختلف از جهت بردی شروع می‌شود تفرش به صفحه صفحه تفرش در جهت یک سیستم تفرش گویند. جهت تنش تفرشی حاصل از تنش کشش می‌شود از رابطه‌ی شیمیر بدست آمد که در جهت تفرش بستگی دارد و طول d در جهت اعمال تنش بستگی دارد تفرش آغاز می‌شود. وقتی θ بالا می‌رود تنش روی تمامی صفحات اعمال می‌شود اما صفحاتی که دارای سیستم لغزش‌اند یک صفحه‌اند که در جهات بیشترین تری نسبت به جهت اعمال تنش قرار دارند ابتدا شروع به تفرش می‌کنند به آن صفحه‌ی تفرش اصلی گویند در حقیقت با زیاد شدن θ این صفحه زودتر به صفحه می‌رسد

حال بررسی کنیم تفرش سیستم‌های تفرش فلزات به شبکه‌های کریستالی HCP (شش ضلعی ورودی) شروع می‌کنیم زیرا علت داشتن تنها یک صفحه‌ی تفرشی که تا صفحه‌ی هفتاد گزنال است سیستم‌های تفرش این است و بررسی تفرش سیستم‌های تفرش آن سهل‌تر است نسبت به بقیه‌ی که دارای شبکه‌ی کریستالی FCC است که دارای ۱۲ سیستم تفرشی است

در اثر اعمال نیرو طول میزه عاصانه می‌شود و صفحات صفحه‌ای می‌شود وقتی نیروی اعمال شده بعد از تغییر شکل x_0 بزرگ شده و λ_0 کوچک می‌شود. در اثر اعمال نیرو و تغییر شکل در حقیقت تغییر جهات کریستالوگرافی رخ می‌دهد و صفحات می‌چرخند بنابراین وقتی x_0 و λ_0 تغییر می‌کند θ تغییر می‌کند

حال برای تغییر شکل و اعمال نیرو به یک کریستال با ساختمان کریستال FCC بررسی کنیم در سیستم FCC ۸ صفحه‌ی تفرشی داریم که جهت تقارن ۴ تا آنها در نظر گیریم که هرکدام از آنها کلاً ۳ جهت تفرش می‌توانند داشته باشند بنابراین ۱۲ سیستم تفرش داریم

تعلیمات نرم نیتریدی نانوذرات با ساختار FCC ضعیف بیشتر از HCP است زیرا تعداد سیستم لغزش آن بیشتر از ساختار کریستالی بیشتر از HCP است

از بین ۱۲ سیستم لغزش آن بیشتر از نقطه نظر صنعتی لغزش اصلی را تشکیل می‌دهد. وقتی یک تک کریستال FCC اعمال نیرو می‌کنیم روی تمامی سیستم لغزش نیز اعمال می‌شود. وقتی مقدار تنش لغزشی حداقل است آن سیستمی که تحت اعمال تنش لغزشی جهت گیری مناسب‌تری داشته باشد ($\lambda \cdot \chi \cdot \lambda$ بیشتر) زودتر جهت حرکت می‌کند و نرم سیلان می‌کند و شروع به لغزش می‌کند. در این حین چون دارد تغییر شکل می‌دهد $\lambda \cdot \chi \cdot \lambda$ تغییر می‌کند و در این تغییرات صنعتی دیگری از ۱۱ سیستم لغزش جهت‌گیری می‌کند و سیستم لغزشی عوض می‌شود و قبل ترتیب دارد اعمال نیرو و تغییر شکل سیستم‌های لغزشی تغییر می‌کند

دانشمندان در این زمینه کارهای زیادی انجام داده‌اند که یک صنعتی استرداد را در نظر می‌گیرند صنعت الگو که صنعت لغزشی است ۳ جهت لغزش است که ۱۲ سیستم لغزشی دارد. این صنعت صنعتی لغزش (۱۱۱)، (۱۱۱)، (۱۱۱) و (۱۱۱) هستند و در سه جهت لغزش [۱۱۰]، [۱۰۱] و [۰۱۱] آن سیستمی که اول شروع به لغزش می‌کند که $\lambda \cdot \chi \cdot \lambda$ مناسب‌تری دارد. ۱۱ سیستم دیگر داشته باشد سیستم اصلی لغزشی است

اگر یک کریستال بیرون یک نیروی صنعتی استرداد را علاوه بر سیستم‌های لغزش محور یک کریستال هم صنعتی نیز و نیروهایی $\lambda \cdot \chi \cdot \lambda$ کاهش پیدا کنیم از لحاظ از محور یک کریستال با صنعتی لغزش و جهات لغزش و در نظر گرفتن این مباحث نتیجه می‌گیریم که تمام سیستم مناسب‌تر است آخر محور یک کریستال و این نقطه باشد. این کارهای هر نقطه از صنعتی استرداد را می‌گیرم و صنعتی استرداد را در نظر می‌گیرم و مناطقی تقسیم‌بندی می‌کنیم. برای مثال اگر محور یک کریستال در قسمت استاندارد باشد سیستم B_4 اولین سیستم لغزشی است و به این ترتیب تقسیم‌بندی صنعتی استرداد را انجام می‌دهند

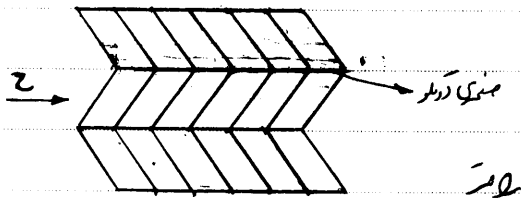
بعد از تغییر شکل یک کریستال ثابت می‌ماند اما نیروهایی $\lambda \cdot \chi \cdot \lambda$ تغییر می‌کند و صنعت جابجا می‌شود اما این صنعت استرداد تغییر نمی‌کند محور یک کریستال تغییر می‌کند و زاویه $\lambda \cdot \chi \cdot \lambda$ تغییر می‌کند می‌آیم و این حالت سیستم لغزشی که مساوی داشته باشد و نرم سیلان می‌کند شروع به لغزش می‌کند و از این به بعد دو سیستم لغزش می‌کند

در حین تغییر شکل پلاستیک، ج تغییر می‌کند و سیستم‌های لغزشی عوض می‌شود

پدیده‌ی مهمی که در اثر اعمال نیرو اتفاق می‌افتد آن است که دوقلوهای مکانیکی ظاهر می‌شوند. در موقع تغییر شکل پلاستیک فلزاتی مثل مس، نقره، آلومینیوم و غیره که دارای ساختمان کریستالی مکعبی با وجوه مرکزدار هستند، علاوه بر لغزش، دوقلوهای مکانیکی نیز تشکیل می‌شوند. در مورد فلزاتی که ساختمان کریستالی آنها شش‌گوشی است، مثل روی، کادمیم، تیتانیم و غیره، تشکیل دوقلوهای مکانیکی بسیار مهم است.

دوقلوهای مکانیکی مانند لغزش صفحات دوقلو وجهت دوقلو دارند. وقتی که تغییر شکل پلاستیکی به وسیله‌ی لغزش سیستم‌های لغزشی زیاد صورت می‌گیرد، سیستم‌های لغزشی مختلف، به یکدیگر مانع می‌شوند و تغییر شکل بیشتر به وسیله‌ی لغزش مشکل می‌شود. در این حالت تنش‌های زیاد لازم است تا تغییر شکل بیشتر ایجاد شود. در این حالت دوقلوهای مکانیکی ظاهر می‌شوند و تغییر شکل بیشتر به وسیله‌ی دوقلوها انجام می‌گیرد. در این حالت تنش لازم برای تغییر شکل بیشتر کمتر است. در بلورهای مکعبی با وجوه مرکزدار، دوقلوها در جهات خاصی ظاهر می‌شوند و تغییر شکل بیشتر به وسیله‌ی لغزش انجام می‌گیرد. در بلورهای شش‌گوشی، دوقلوها در جهات مختلف ظاهر می‌شوند و تغییر شکل بیشتر به وسیله‌ی دوقلوها انجام می‌گیرد.

در بلورهای مکعبی با وجوه مرکزدار، دوقلوها در جهت $\langle 112 \rangle$ و صفحه‌ی دوقلو $\{111\}$ تشکیل می‌شوند. در بلورهای شش‌گوشی، دوقلوها در جهت $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ و صفحه‌ی دوقلو $\{10\bar{1}2\}$ تشکیل می‌شوند.



اگر تنش لازم برای جاری شدن بلور از مقدار معینی بیشتر شود، دوقلوهای مکانیکی ظاهر می‌شوند. این دوقلوها تنش لازم برای تغییر شکل بیشتر را کم می‌کنند. در بلورهای مکعبی با وجوه مرکزدار، تنش لازم برای تشکیل دوقلوها 10^5 تا 5×10^5 پاسکال است. این مقدار تنش خیلی زیاد است و در عمل به ندرت به دست می‌آید. در بلورهای شش‌گوشی، تنش لازم برای تشکیل دوقلوها 10^6 پاسکال است. این مقدار تنش نیز خیلی زیاد است و در عمل به ندرت به دست می‌آید.

از این نتیجه گرفته می‌شود که مکانیزم تغییر شکل پلاستیک در فلزات با ساختمان مکعبی با وجوه مرکزدار و در حقیقت مکانیزم دیگری در عمل است. در سال‌های 1934 - 1936 اوروان، پولانی و تیلور، مکانیزم تغییر شکل پلاستیک را بر پایه‌ی نظریه‌ی عیوب تحقیقات پیروزی بزرگ به دست آوردند.

و سازنده تقیید شکل هندسی به این طور تعریف می‌شود که در داخل شکل هندسی نقطه خاصی وجود دارد که در آن اسلایدر یا نقاط کنترل هر حرکت این نقطه خاص روی شکل هندسی تغییرات مختلفی در شکل ایجاد می‌کند. نقطه خاص یا چرخش تغییر شکل خاص خود را دارد

نقاط کنترل هندسی به این طور تعریف می‌شود که در ارتباط با نوار ابزار شکل هندسی در حقیقت نقطه خاص یا نقطه است

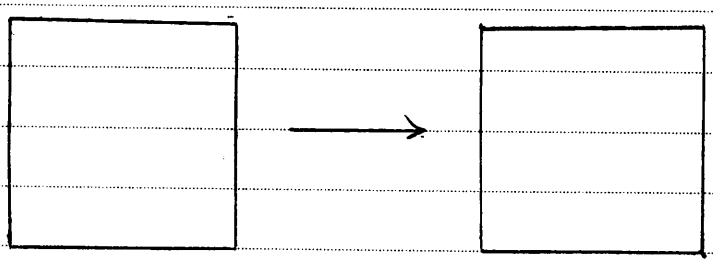
ارتباط با تغییر شکل هندسی به این طور عرض می‌کنیم که یک صفحه ایجاد کنید AB را در داخل شکل هندسی قرار دهید و نیم صفحه‌ای مثل AB را وارد شکل می‌کنیم در این حالت در تمام شکل هندسی اختلال ایجاد می‌شود سپس Move را انتخاب کنید و اختلال در شکل هندسی با حرکت نیم صفحه ایجاد می‌شود (B) سپس خط نقاط چرخش را در

از حرکت خط نقاط چرخش روی صفحه نوشتن تغییر شکل هندسی ایجاد می‌شود

حالا فرض کنید که نقاط چرخش را به سرعت ثابت در نظر گرفتیم و در نظر گرفتیم که انتقال منظم شکل در این حالت نقاط چرخش را در نظر گرفتیم اما اگر نقاط چرخش را در نظر گرفتیم حرکت نوار ابزار از نقطه‌ای انتخاب شده سپس روی نقاط یا کنترل هر چرخش را در نظر گرفتیم که این نقاط چرخش را در نظر گرفتیم حالا هر نقطه‌ای که نقاط چرخش را در نظر گرفتیم می‌توانید نقاط چرخش را در نظر گرفتیم

- اگر دکمه چرخش روی نقاط خط نقاط چرخش را نگه دارید نقاط چرخش را در نظر گرفتیم

- اگر دکمه چرخش روی نقاط خط نقاط چرخش را نگه دارید نقاط چرخش را در نظر گرفتیم



۸۴/۹/۲۹ جلسه‌ی بیستم

علت اختلاف بین تنش تئوری و تنش اندازه‌گیری شده‌ی تغییر شکل پلاستیکی در اثر اعمال نیرو توجه به حرکت نابجایی‌ها و لغزش می‌تواند توضیح داده شود. از حرکت و جابجایی خط نابجایی می‌توان تغییر شکل پلاستیکی ایجاد شده را توجیه کرد.

نابجایی‌ها می‌توانند در بین جای تغییر مکان یافته و باعث تغییر شکل پلاستیکی بزرگ شوند. فرض نابجایی‌ها این است که اختلاف 1Å را ایجاد می‌کنند. مقدار حرکت نابجایی‌ها در حدود چند برابر فاصله‌ی اتمی یا بیشتر است و هیچ‌گونه شکست و انشقاق وجود ندارد.

اگر بخواهیم استحکام‌های ایده‌آلی را که در بخش قبل بدست آمد با جابجایی نابجایی‌ها توجیه کنیم به این نتیجه می‌رسیم که حرکت نابجایی‌ها در حدود چند برابر فاصله‌ی اتمی است. برای حرکت نابجایی‌ها در حدود چند برابر فاصله‌ی اتمی است. برای ادامه‌ی حرکت نابجایی‌ها در حدود چند برابر فاصله‌ی اتمی باید نابجایی‌ها در حدود چند برابر فاصله‌ی اتمی باشند که تنش اعمال شده قادر به محیط نرم باشد می‌تواند سر حرکت خود را عوض کند. روش‌های جدید است که سعی می‌کنیم فاصله‌ی دوم را ظریف و بکشیم تا نابجایی‌ها بیشتری را بتوانند تولید شوند و استحکام بیشتر می‌شود. در حقیقت خود مرزدانه‌ها مانع حرکت نابجایی‌ها هستند. بنابراین با هر مرزدانه‌ی که برانیم از حرکت نابجایی‌ها جلوگیری کنیم یا حرکت نابجایی‌ها را صعب‌تر کنیم باعث بالا رفتن استحکام می‌شود. مانع در سطح‌های لغزشی می‌توانند مانع نیرویی یا نیروی تنشی باشند هر مانعی در سطح‌های لغزشی می‌تواند باعث بهبود خواص مکانیکی شود. برای مثال وقتی آلیاژ می‌کنیم سطح‌های لغزشی بعلت اختلاف سطح عنصر اصلی و اتم‌های عنصر آلیاژی باز یا جمع می‌شود که میدان تنشی ایجاد می‌کند و باعث بهبود خواص مکانیکی می‌شود.

اگر بخواهیم چگالی دانسیته‌ی نابجایی‌ها را بدست آوریم آن‌ها پیش از اعمال تنش لغزشی و بعد از اعمال تنش لغزشی اندازه بگیریم خواهیم دید که دانسیته‌ی نابجایی‌ها قبل از اعمال تنش لغزشی 10^{6} - 10^{8} نابجایی بر cm^2 است و بعد از اعمال تنش 10^{12} - 10^{11} و حتی گاهی 10^{16} نابجایی بر cm^2 است. دانسیته‌ی نابجایی‌ها بر حسب $\frac{1}{cm^2}$ بیان می‌شود.

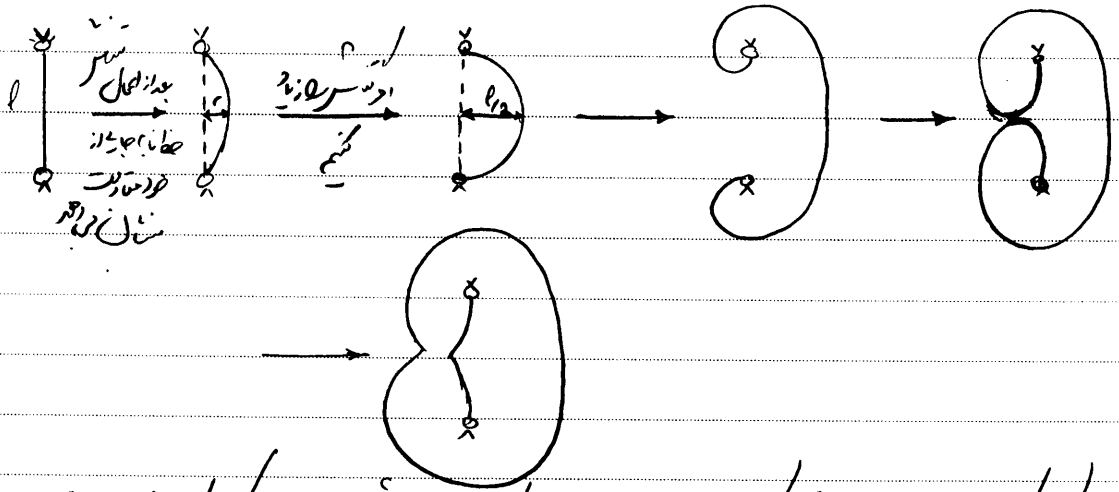
$$d = \frac{\text{طول نابجایی}}{cm^3} = \frac{\text{تعداد نابجایی}}{cm^2}$$

از حرکت نابجایی‌ها تنش برشی $\frac{\mu}{2}$ حاصل می‌شود و تغییرات نرم ایجاد می‌شود و علاوه بر آن انرژی دانسیته‌ی نابجایی‌ها رها می‌شود. تنشی که برای اعمال می‌کنیم فقط باعث تولید نابجایی‌ها و تغییر شکل پلاستیک می‌شود. علاوه بر این نابجایی‌ها برای نابجایی‌های جدید نیز می‌شود. تنشی که برای اعمال می‌کنیم مقدار نرم علاوه بر انرژی نابجایی‌ها حرکت دهد از مانع راحتی شکست استفاده می‌کند و نابجایی‌های جدید را نیز ایجاد می‌کند.

در حقیقت با حرکت نابجایی تنش وارد بر ماده کم و تغییر شکل پلاستیک رخ می‌دهد. نابجایی‌ها بر خود نابجایی‌ها هم نیرو وارد می‌کنند و باعث تغییر و انتقال یکدیگر می‌شوند. از این رو می‌توان از تغییر مرز دانه‌ها از تغییر شکل پلاستیک نابجایی‌ها از سایر راه‌های به وجود می‌آید این مرزها سطوح لغزشی، مرزدانه‌ها، ضایع ایجاد از فرایند ریخته‌گری به وجود آمدن حفره‌ای یا جایی از خطوط نابجایی‌ها که غیرمتحرک عمل می‌کنند.

صفحات انباشته شده نابجایی‌ها را نشان می‌دهد که در حال تقاطع آنها خطوط نابجایی غیرمتحرک به وجود می‌آید یا به عبارتی حفره به وجود می‌آید. این خطوط نابجایی که غیرمتحرک نامیده می‌شوند این دسته نابجایی‌ها قطعات تنش طولی هستند اما دقیق‌تر این خطوط نابجایی تنش‌آلیاژ می‌شود خط نابجایی در حال این تنش مقاومت از خود نشان می‌دهد اما تنش جدیدی ایجاد می‌کند که توانایی خط نابجایی تغییر شکل به وجود آمده خط نابجایی‌ها می‌کند. این تنش‌ها در نزدیکی خط نابجایی بیشتر می‌شود تا وقتی که فاصله‌ی انتهای نابجایی با $\frac{b}{2}$ (به طوری که b اول خط نابجایی غیرمتحرک ماست) برابر با این حرکت خط نابجایی از خود حرکت نشان می‌دهد اما حفره می‌شود $\frac{b}{2}$ می‌رسد نابجایی رها می‌شود و تبدیل می‌شود به حلقه‌ی نابجایی و حلقه‌ی نابجایی اولیه‌ای را می‌کند.

هر حلقه‌ی نابجایی که ایجاد می‌شود تنش‌های داخلی زیاد می‌کند و عکس‌العمل ایجاد می‌کند در حرکت تنش‌های آلیاژ می‌کند. حلقه‌ای نابجایی به وجود می‌آید تنش‌های داخلی زیاد می‌شود تا زمانی که تنش خارجی نتواند خط نابجایی را به اندازه‌ی $\frac{b}{2}$ خم کند که حلقه‌ی نابجایی جدیدی ایجاد می‌شود



خطوط نابجایی به وجود می‌آید می‌توانند این دو حالت ایجاد کنند در این دو حالت ابتدا عوض کند در این دو حالت ابتدا که خط نابجایی کوتاه و اطراف دو نیرو این وجود داشته باشد و می‌توان از این دو خط نابجایی غیرمتحرک تنش‌ها عوض کند و روی هم قرار دهند

اما اگر خط نابجایی بلند باشد با مکانیزم حلقه زنی خط نابجایی می‌تواند دور بزند و به حرکت خودش ادامه دهد

اما در حالتی که موانع نرم باشد و در درجه حرارت بالا باشد در این حالت می‌توان از درون مانع عبور کرد

یکی از روش‌های بالا بردن استحکام در مجموع حول و حوالی افزایش استحکام توسط تغییر فرم سرد است

جلسه‌ی بیست و یکم

یکی از مواردی که ما می‌توانیم استحکام فلزات را افزایش دهیم از روش تغییر شکل پلاستیک سرد است

قبلاً که بررسی رفتار پلاستیک و الاستیک نمودار σ-ε را بررسی کردیم. منحنی‌های این نمودار به ما این اجازه را می‌دهد که فلزات توسط تغییر شکل پلاستیک استحکامشان افزایش می‌یابد زیرا با افزایش تغییر شکل پلاستیک تنش لازم برای ادامه‌ی تغییر فرم در نتیجه افزایش پیدا می‌کند

می‌بینیم که از جایی که تغییر شکل پلاستیک شروع شده است مقاومت در مقابل نیروی خارجی بیشتر می‌شود و ماده مستحکم‌تر می‌شود. برای مثال اگر 30% تغییر شکل به مقدار σ تنش نیاز دارد برای زیاد شدن تغییر شکل باید تنش اعمالی نیز زیاد شود. در هنگام تنش‌های ... در نتیجه مقاومت فلزات ما در برابر نیروی خارجی زیادتر می‌شود که اصطلاحاً به آن می‌گوییم مستحکم می‌شود یا به بیان Hard Working کارسختی می‌شود یعنی در طول کار کردن روی جسم جسم سخت می‌شود و استحکام و سختی بالا می‌رود

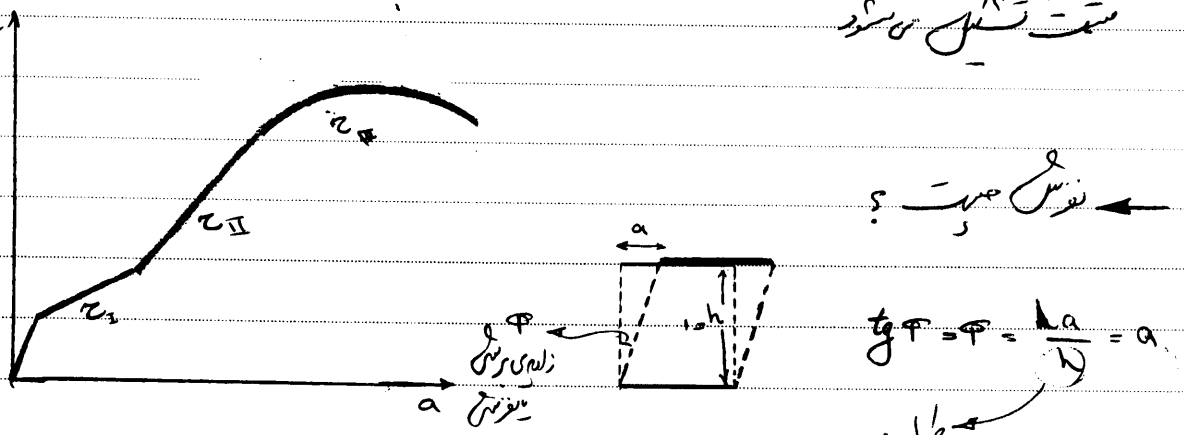
برای کارسختی معیاری داریم به معیار کارسختی شیب خط هوک است $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$

← چرا ماده سخت می‌شود
برای مطالعه از یک تک کریستال شروع می‌کنیم
زیرا فاکتور مرزدانه و تأثیر آن حذف می‌شود
در حقیقت مرزدانه که به نقص ۲ بعدی محسوب
می‌شود حذف می‌شود

یک تک کریستال FCC را بررسی می‌کنیم که دارای ۱۲ سیستم لغزش است و تنش ...

تنسر کشش اعمال می‌کنیم بردی این ۱۲ سیستم تنسر تنشی اعمال می‌شود که از روابط سیستم بدست می‌آید یعنی تنها در این تنسر دی تنشی ارتباط پیدا می‌کند و رابطه‌ای تنشی $\lambda = \lambda_0$.

فرض می‌کنیم در این یک کریستال یک سیستم تنشی وجود دارد که سبب ۱۱ سیستم بهره جهت بندی مناسب‌تر برای انجام دوقلوگیری در این حالت آخر τ_3 را رسم کنیم به این صورت می‌شود که از ۳ مرحله تشکیل می‌شود



← تنش جهت ؟

$$tg\gamma = \gamma = \frac{\Delta a}{h} = a$$

← طول تلاصه

فرض کنیم ۲ صفحه‌ی تنش داریم a جدا جوف تنسر است. تنش ؟ موقعیت سیستم آی تنشی سیستم دارد از نمودار a-τ را رسم کنیم متوجه می‌شویم که $\frac{d\tau}{da}$ نیز تقریباً مقداری ثابت می‌شود در شکل در τ_I ، τ_{II} نیز باز حالت مستحکم شدن است و دوباره با رسیدن به τ_{III} روبه‌رو می‌گذارد این جای جایی است که یک تک کریستال داریم و یک سیستم است ؟ ۱۱ سیستم تغییر جهت‌گیری مناسب‌تری دارد

← در داخل تنش اتفاق می‌افتد ؟

وقتی که یک تک کریستال اعمال بردی می‌کنیم چون یک سیستم است تغییر مناسب‌تر و راحت‌تر است با افزایش تنش تنها از یک سیستم اصلی که λ_0 و λ مناسب‌تر است جدا شده و آن بردی‌تر به صفحه‌ی نمی‌رسد و تغییر شکل شروع می‌شود و حرکت نابجایی بردی آی سیستم آی تنشی و چون جای تنسر پلاستیک نمی‌باید سیستم دوقلو تنشی است سر تنها مستحکم شدن کم است و شیب تنش کم است یعنی هیچ چیز بیشتر باعث شدن مستحکم شدن بیشتر است

و انتهای τ_3 تنها مستحکم شدن ادامه می‌یابد و اینجا τ_3 نه در روی آن یک سیستم تنشی جلت می‌دهد هم وجود می‌کند و اینجا خرده خرده می‌کند و نابجایی‌های غیرمتحرک بوجود می‌آیند حال وقتی تنش اعمال می‌کنیم نقطه‌ای که جای مستحکم شدن و حرکت نابجایی آن می‌شود بیشتر باعث وجود آمدن نابجایی‌های بیشتر

از آن نواحی عبور بحرانی می‌شود. هرچه تعداد نواحی ایجاد می‌شود تأثیر این تعداد نواحی back entrance در تشدید کنترل اعمال می‌کنیم هم باید نواحی جدید و حرکت دهد و هم در مقابل این back entrance تعداد نواحی هم باید ایجاد شود که اصطلاح به اینجا تعداد تعادل نامیده می‌شود

از آن نواحی عبور بحرانی می‌شود. هرچه تعداد نواحی ایجاد می‌شود تأثیر این تعداد نواحی back entrance در تشدید کنترل اعمال می‌کنیم هم باید نواحی جدید و حرکت دهد و هم در مقابل این back entrance تعداد نواحی هم باید ایجاد شود که اصطلاح به اینجا تعداد تعادل نامیده می‌شود

از آن نواحی عبور بحرانی می‌شود. هرچه تعداد نواحی ایجاد می‌شود تأثیر این تعداد نواحی back entrance در تشدید کنترل اعمال می‌کنیم هم باید نواحی جدید و حرکت دهد و هم در مقابل این back entrance تعداد نواحی هم باید ایجاد شود که اصطلاح به اینجا تعداد تعادل نامیده می‌شود

$$z = z_0 + Gb\dot{N}^{1/2}$$

تعداد نواحی ایجاد

در تست سوم با بازه‌های حساس، در اینجا نواحی بحرانی در پیش روی موانع متوقف شده‌اند سر خود را تغییر می‌دهد و صفات نوشتن هم به سمت می‌روند و نواحی بحرانی صفر می‌شود نوشتن شخص نمی‌داند و حتی توانند صفر نوشتن خود را عوض کنند و بررسی صفات نوشتن هم به حرکت خود را ادامه دهند. توسط نوشتن نواحی بحرانی در پیش روی موانع در سر حرکت می‌دهند و چون این شبکه کمک می‌کند تا فشار بالا ستون تا حاصل باشد، می‌فهمیم که در اثر تغییر فرم خطوط ستون تصحیح می‌شود و علت وجود آمدن موانع هم به سر راه نواحی بحرانی در اثر تغییر نواحی اضافی پیدا می‌کند و نواحی جدید به وجود می‌آید back entrance دارد که باید غلبه کنیم و این back علاوه بر آن نواحی راه حرکت دهد برای ایجاد تغییر فرم

حال بدون نمی‌خواهیم یک سیستم مناسب‌تر از تغییری سیستم ارائه بدهیم که در این حالت تنش τ_1 (easy glide) قدرت می‌شود و تنش بحرانی با افزایش تعداد تغییر فرم آغاز می‌شود یعنی هم سیستم در جهت کرنش مناسب‌تری حرکت کند و با هم نواحی سیال می‌شود و هم حرکت می‌کند

حال اگر مرزدانه‌ها در نظر بگیریم مقاومت پلاستیک بیشتر در این حالت اول تغییری رخ می‌دهد این است که شروع تغییر فرم پلاستیک را تأخیر می‌اندازد. چون هر دانه از یک جوانه به وجود می‌آید و هر دانه از نظر جهت‌گیری کریستالوگرافی با دانه‌ای که متعادل است بنابراین احتمال دارد مقادیر عضی از دانه‌ها با توجه به جهت‌گیری کریستالوگرافی با محیط اطراف شبکه‌های عضی از نظر اندازه‌ها هنوز مقادیر بحرانی نرسیده باشد. از طرف دیگر دانه‌ها جهت‌گیری مناسب‌تری کرنش داشته و حتی به مقدار بحرانی رسیده شروع تغییر فرم کند عین باید از طرف سیستم خارج می‌شود را انتقال دارد

[illegible] تغییر شکل پلاستیک آغاز می‌شود که هنوز دانه‌ها توانند تغییر شکل دهند و انسجام خود را حفظ کنند. با شروع تغییر شکل پلاستیک تنش لازم برای ادامه تغییر شکل افزایش می‌یابد تا جایی که دانه‌ها دیگر نتوانند تغییر شکل دهند و انسجام خود را حفظ کنند.

وقتی دانه‌ها تغییر شکل می‌دهند، مرزدانه‌ها برجسته می‌شوند. هرچه مرزدانه‌ها بیشتر باشد، موانع بیشتری در مقابل جابجایی نابجایی‌ها وجود دارد. هرچه تعداد دانه‌ها بیشتر باشد، دانه‌های کمتری وجود دارد که تعداد مرزدانه‌ها نیز بیشتر می‌شود و همین عامل باعث می‌شود که اندازه‌ی دانه‌ها در حقیقت دانسیته‌ی مرزدانه‌ها در مقابل حرکت نابجایی‌ها تأثیر گذارد. رابطه‌ای که این تأثیر را بیان می‌کند رابطه هال پچ است:

$$\sigma_{y.s} = \sigma_0 + k(d)^{-1/2}$$

(d: قطر متوسط دانه)

باید توجه داشت که در اثر اعمال تنش ایجاد شده در اثر اعمال تنش برای حرکت نابجایی‌ها لازم است.

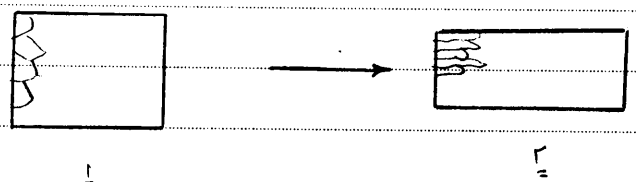
$$\sigma = \sigma_0 + \Delta G_d + \Delta G_{GB}$$

(ΔG_{GB}: تنش لازم برای نابجایی‌ها برای عبور از مرز دانه)

رابطه کلی حرکت نابجایی‌ها را می‌توانیم بنویسیم که تمام موارد ذکر شده را در نظر بگیرد.

$$\sigma = \sigma_0 + i(N)^{1/2} + k(d)^{-1/2}$$

باید توجه داشت که در اثر اعمال نیرو تغییر ساختمان کریستالی صورت می‌گیرد. دانه‌ها کشیده می‌شوند و جهت‌گیری‌های تغییر شکل منظم می‌گیرند. البته در حین تغییر شکل هم تابش می‌ماند. در این حالت ساختمان کریستالی جهت‌دار می‌شود که به آن بافت تغییر شکل می‌گویند.



۱ ۲

دراین حالت اگر از نخ ۱ شل را جدا کنیم و تنها نخ ۲ را آزمایش کنیم در جهت عمود دیگر انعطاف پذیر هم در جهت دامنه‌ای خاصیت آکی تروپی هستند و هم این حالت می‌توانیم نخ‌ها را برای جواهر ایزوتروپی است. اما اگر در حالت ۲ یعنی بعد از اعمال نیرو و تنش و تغییر فرم ۲ نخ در جهت عمودی انعطاف برداریم یعنی حالت دستور یا جهت نهایی در ساختار نهایی دیگر نخ‌ها آیسوتروپ است زیرا دو نخ‌ها جواهر یکسان ندارند و استحکام نخ‌هایی که در جهت انعطاف (هم جهت با تنش) تغییر کرده است بالاتر است

نکته‌ی قابل توجه این است که تمام این تغییرات و نمودار $\sigma-\varepsilon$ های فوق است و برای استحکام بر شونده‌های فاندامنتال به قابلیت استحکام نهایی نمودار $\sigma-\varepsilon$ و $\varepsilon-\sigma$ بعد از رسیدن به نقطه‌ای تسلیم خطی افت می‌شود