بسم الله الرحمن الرحیم

خواص فیزیکی I :

جلسه اول ۸۳،۶،۳۱

مواد : مواد راه‌های ترکیبی هستند کلاً تغییرات خودبه‌خود جز مواد هستند
(یا از آنها چیزی بدست آید ، ساخته می‌شود یا از چیز ساخته شده‌اند)

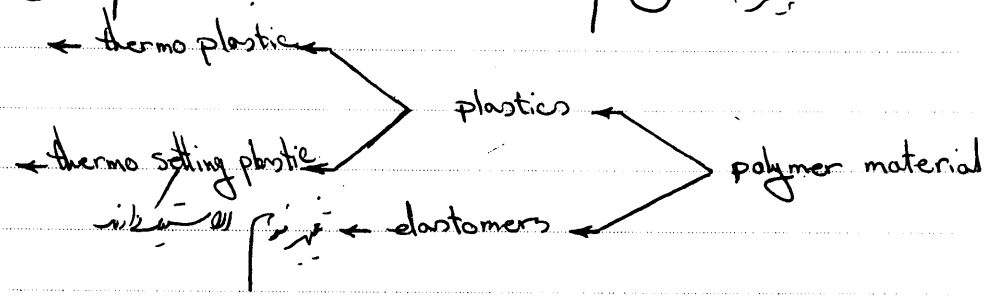
مواد به پنج گروه تقسیم می‌شوند که بعدها ۲ گروه دیگر نیز به این مواد اضافه می‌شوند :

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

۱. مواد فلزی : مواد معدنی هستند که توسط سنگ معدن استخراج می‌شوند حتی با خالص عناصر فلزی باید خواص زیر را داشته باشند :

- جلای فلزی دارند
- هدایت حرارت و الکتریسیته دارند
- چکش خوار هستند یعنی جسم و شکل‌پذیر
- انعطاف‌پذیری دارند
- هدایت الکتریسیته دارند
- نوع هسته‌ی اتم‌های فلزی

۲. پلیمر : - از مواد آلی تشکیل شده‌اند - هم طبیعی وجود دارند هم به صورت مصنوعی تولید می‌شوند
- از زنجیره‌های آلی تشکیل شده‌اند - ساختمان آنها آمورف است
* عایق هستند * سبک هستند - تمایل حرارت ندارند - استحکام و فرم‌پذیری در آنها بسیار مختلف است - بیشتر از صنعت پتروشیمی تولید می‌شوند
- پلیمرها در دمای زیاد نرم و تغییر شکل می‌شوند - دمای حرارت نرم شدن گسستن پایین است



موسسه مواد شریف

3. سرامیک ها : - مواد معدنی هستند و عنصر آلومینیوم Al_2O_3 ، یا SiO_2 * نیروی جهت‌دار بین اتم‌ها یونی یا کوالانسی است
- عایق هستند - الکترون آزاد ندارند * تحمل دمای حرارت زیاد را دارند * مقاومت خوبی در برابر سایش خوب است * ترد هستند * سرامیک ها ساختمان کریستالی هستند
- مقاومت سرامیک ها نسبت به فلزات بیشتر است - سختی بالا دارند - سبک هستند
- قابلیت تغییر فرم ندارند

4. کامپوزیت ها : از دو یا چند اجزای مستقل از هم تشکیل شده‌اند و برای تقویت کننده هستند هریک از اجزا خود مستقل هستند و با هم توسط سطح مرزی جدا نگه داشته‌اند و هدف کامپوزیت ها بهبود خواص مکانیکی است و از یک اجزا ساخته شده است

5. مواد الکترونیکی : معمولاً از سیلیسیم خالص است مقدار مس بسیار کم است

سه خاصیت مهمی که باعث بالا رفتن کارایی در صنعت شده است

1. قابلیت فرم پذیری : به کمک آن قسمت تغییری به خاصیت اصلی آن ایجاد می‌شود از سه طریق زیر :
الف : شکل دادن
ب : ریخته گری : ذوب فلزات و ریختن آن در قالب‌های مخصوص می‌باشد شکل می‌دهیم
ج : تف‌جوشی پودر : پودر فلزات را در قالب‌ها پرس می‌کنند

2. استحکام بالا : که باعث تحمل نیروی بالا می‌شود در حالت خالص نیز بسیار نرم است و سعی می‌شود با ایجاد آلیاژ (کربن ، عملیات حرارتی ، عملیات مکانیکی و ...) استحکام آن‌ها را تقویت کنیم

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

خواص ← فیزیکی، شیمیایی، مکانیکی ← راه‌ها و ساختمان بلور و ساختمان کریستالی آن‌ها بستگی دارد

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

موسسه مواد شریف

از ۲۲ عنصر فلزی به عنوان بیان فلزی آینده ؟ استون لوس کیم در ۴ گروه تقسیم می شوند

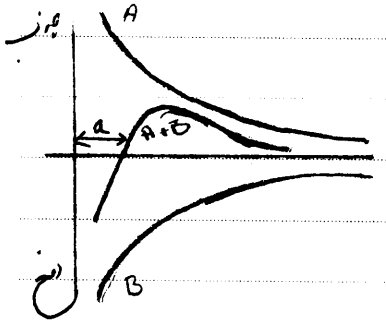
- فلزات سبک : Al, Mg, Ti, Be
- فلزات سنگین با نقطه ذوب پایین : Hg, Pb, Sn, Zn, Cd
- فلزات سنگین با نقطه ذوب نسبتاً بالا : Ag, Au, Pb, Zn, Fe, Cu, Ni, Co
- فلزات سنگین با نقطه ذوب خیلی بالا : Mo, W, Ta

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

انواع جاذبه ها : ۱. الکترواستاتیکی : در بین عناصری اتفاق می افتد که با انرژی کم می توانند الکترون بدهند یا بگیرند به همین دلیل با خودشان کامل نیست

۲. کوالانسی : در بین دو اتم الکترون های خود را به اشتراک می گذارند

۳. فلزی : نقطه ی بین فلزات است و هر اتم یک الکترون از آخر خود را در می آورد و می گذارد که ایجاد یون مثبت فلزی می کند که در بین الکترون های آزاد شناور می مانند



a = فاصله تعادلی

جلسه ی دوم ۸۳/۷/۱۵

انرژی موجود در فلزات
- انرژی پتانسیل : از نیروی جاذبه و دافعه بین یون ها ناشی می شود
- انرژی جنبشی : انرژی که هر یون در اثر حرکت ارتعاشی دارد

در هر فلز تعادل نقطه ای انرژی پتانسیل وجود دارد

هر چه درجه حرارت بالاتر می رود دامنه ی ارتعاش زیاد می شود و از حرکت باز می ایستد و فاصله ی تعادل عناصر آن بیشتر می شود در درجه حرارت ذوب فلز بر اثر سیستم شبکه ی سیستم می شکند و فلز به مایع تبدیل می شود درجه حرارت T_{sl} گفته می شود

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

موسسه مواد شریف

ساختمان بلورها یونی با در موقع انجماد فرم می‌گیرد. این ساختمان انرژی و فیزیکی‌های مختلفی دارد
وجهت شرایط انجماد ساختمان این فیزیکی‌ها متفاوت است

تبلور: یعنی چون از مذاب فلزات مذکور فرم می‌گیرد مورد استفاده است. و داده‌های ساختمان فیزیکی است

T_{sl} دمای ذوب فلز ماچ داریم وهم فلز جامد که در دمای ماچ به حالت در داخل خودش حالت مایع هستند
هر دو فاز با توسط سطح آزادی از هم جدا می‌شوند. اگر در همین شرایط ماده فشار ثابت نگه داریم
فاز ماچ، جامد در تعادل و تبدیل می‌شوند یعنی انرژی فاز جامد با انرژی فاز ماچ برابر است

انرژی آزاد: مقدار انرژی هر ماده است که می‌تواند مقدار مفید تبدیل شود

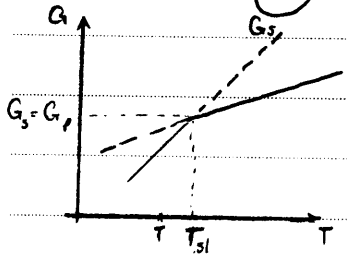
$G_s = G_l$

گرمای نهان: مقدار انرژی که باید به ماده داد تا ذوب شود

روابط فیزیکی: $G = H - TS$

H آنتالپی: انرژی تبدیل است که این انرژی تبدیل در درون هسته‌ی بین اتم‌ها ارتباط دارد

S آنتروپی: بی‌نظمی است که در نظم اتم‌ها در داخل شبکه‌ی بلورهای فلزات در جای خود حرکت ارتعاشی دارند $S=0$
نظم کامل وجود دارد با افزایش T اتم‌ها در اطراف موضع خودشان شروع به نوسان می‌کنند و نظم کمتر می‌شود



هرکدام انرژی کمتری داشته باشد 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 در دمای بیشتر از نقطه‌ی ذوب یا تعادل تبدیل انجام 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 خصوصیت و ماهیت سرمایش تحت انجماد دارد

موسسه مواد شریف

ایجاد یا تبلور فاز جامد از یک فاز مایع خالص:

وقتی فاز جامد تشکیل می‌شود فاز جدید ایجاد می‌شود

چگونه در جامد یک فاز جامدی بتواند به وجود بیاید در دو مرحله انتقال می‌یابد: ابتدا تشکیل جوانه پایدار ثانویه

دوم رشد جوانه پایدار ایجاد

جوانه کوچک ترین ذره‌ای از فاز جدید است که از نظر ترمودینامیکی در حال تعادل است و آن جوانه بزرگ شود در صورتی که جوانه در تعادل ترمودینامیکی نباشد آن جوانه ناپایدار است

انرژی در جامد:

تشکیل جوانه در حالت تبلور: 1. تشکیل جوانه بصورت همگن یا هترو

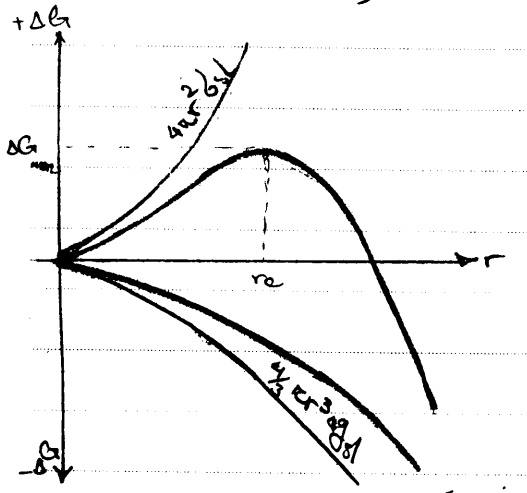
2. تشکیل جوانه بصورت غیر همگن یا هتروژن

1. تشکیل جوانه بصورت همگن:

حال طوری که از همه جا متوجه می‌شویم یعنی هیچ گونه عامل سطحی ای نباید وجود داشته باشد. دمای پایداری T_{sl} ما این نقطه را فرض کردیم حال اگر جزئی از بررسی‌های فیزیکی فاز جدید ایجاد شده در داخل جامد قرار دارد حال اگر جوانه جامد هتروژن داریم حال اگر جوانه جامد هتروژن داریم حال باید تغییر فازی انجام شود چون هیچ عامل سطحی ای وجود ندارد جوانه بصورت هتروژن ایجاد می‌شود

فرض می‌کنیم ابتدا تعادل کریستالی کره در فاز مایع ایجاد می‌شود کروی است. قبل از اینکه کریستالی ایجاد شود ما نیاز به سطح داریم سپس سطحی ایجاد شود ما ابتدا یک مقدار انرژی سطحی نیاز است که مقدار این انرژی سطحی به سطح مرزی ما بستگی دارد

حال وقتی تغییر فاز انجام می‌شود مولکول‌های بخار آزاد می‌شود که حال این مولکول‌های تبدیل شده است که مقدار آن حجم کریستال ای تشکیل شده بستگی دارد هر چه حجم کریستال بیشتر مقدار انرژی بیشتر آزاد می‌شود



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

انرژی تبدیل — انرژی سطحی

انرژی که از دست می‌دهد با علامت منفی نشان می‌دهیم

در ابتدا مقدار انرژی سطحی خیلی 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 به بیرون منتقل می‌شود

موسسه مواد شریف

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

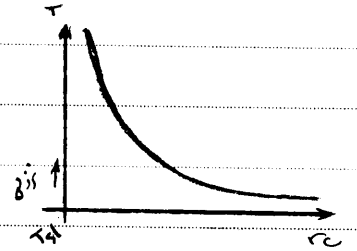
$$\frac{\partial \Delta G}{\partial r} = 0$$

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

در دمای ذوب ذرات نقطه‌ای شعاع بحرانی بی‌نهایت است یعنی در این دما امکان تبلور وجود ندارد

یعنی حتماً باید مذاب به زیر نقطه ذوب برود

تا بتواند هسته‌های بحرانی ایجاد شود



$r_{c_2} < r_{c_1}$

$\Delta T_2 > \Delta T_1$

سطح جوانه بزرگ هسته‌های بحرانی ایجاد نمی‌شود

شورای اول در مورد جامدشدن اول جوانه:

اتم‌ها در داخل مذاب در حال حرکت‌اند و حرکت اتم‌ها وابسته به انرژی جنبشی است و دمای مذاب ارتباط دارد هرچه T بیشتر حرکت بیشتر است و هرچه T کم می‌شود حرکت هم کم می‌شود و هنگامی T به نقطه ذوب می‌رسد حرکت کم می‌شود و به طور اجمالی در بعضی از نقاط داخل مذاب طوری می‌شود که اتم‌ها حرکت نوسانی دارند و به صورت کریستال است یعنی طوری اتم‌ها در کنار هم قرار می‌گیرند که حرکت اتم‌ها داخل شبکه‌بندی کریستالی است گرچه اندازه‌ی آن تقاطعات به حدی نمی‌رسد که بتوانند به عنوان جوانه محسوب شوند که به سرعت رشد کنند ولی چون هیچ عامل بیگانه‌ای وجود ندارد به دلیل تشکیل جوانه به صورت همگن گویند

البته دماهای بسیار پایین هم جامد کریستالی وجود ندارد به دماهای خاصی بیشتر از دمای T_g قرار می‌گیرد و دمای بلورت زمانی است که از T_g توقف کنیم که به این دما در اصطلاح دمای نول بلورایز گویند تا تمام تقاطعات کریستال در آن محسوب شود و مذاب همگن داشته باشیم و بتوانیم جوانه‌ی همگن داشته باشیم

البته در عمل جوانه به صورت همگن وجود ندارد

2. تشکیل جوانه به صورت ناهمگن:

در داخل مایع تقاطعات کریستالی در دمای T_{sp} وجود دارند که این تقاطعات کریستالی کوچک‌تر از جوانه‌ی بحرانی است ولی مثلاً مذاب ما سرد می‌کنیم این تقاطعات کریستال شروع به رشد کردن می‌کنند که در شعاع‌های بحرانی ذرات مذاب در دمای حرارت کمتر از T_{sp} کمتر (سرعت‌های تند ایجاد) هم اندازه‌ی جوانه‌ی بحرانی می‌شوند و این‌ها شروع به رشد می‌کنند

موسسه مواد شریف

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

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

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

از معادله‌ی به دست آمده نتیجه می‌شود که

انرژی جوانه‌ی بحرانی به پارامترهای مختلف ایجاد سیستم وابسته (هرچه زاویه θ در حالت تماسی بیشتر باشد انرژی کمتر)

ذوب نیز هم با ایجاد همراه است

حال کاری است تعداد جوانه‌ها در حجم مشخص بدون به دست آوردن آخر تعداد جوانه‌ها n_k بنامیم داریم

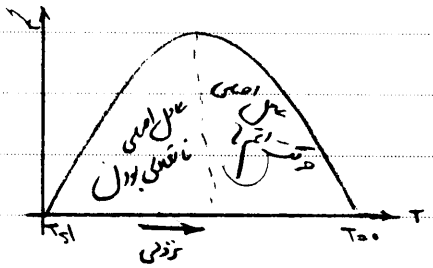
$$n_k = N\exp\frac{\Delta G_{max}}{kT} \rightarrow n = N/e^{\frac{16\pi\sigma_{sl}^3 T_{sl}^2}{3\Delta H_{sl}^2 (T_{sl}-T)^2}}$$

(k: ثابت بولتزمن، T: دما)

پس تعداد جوانه‌ها در پارامترهای مختلف ایجاد سیستم وابسته

در دو حالت تعداد جوانه‌ها صفر است

1. $T = T_{sl}$ یعنی مخلوط هیچ سرانجامی مانند دمای T_{sl} جوانه‌ای نداریم
2. $T = 0$ مطلق



برای تشکیل جوانه ایجاد شود نیاز به حرکت داریم دقت داشته باشید دمای زیر دمای ذوب به وجود حرکت کم می‌شود پس حرکت وجود ندارد و جوانه‌ای تولید نمی‌شود وجود آنها و ما می‌توانیم یک نمونه آلوده داشته باشیم

ما نیاز خودیم که جوانه‌ای در همه‌ی نقاط ایجاد کنیم تا حالت بهتری داشته باشیم

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

a, b: ثابت‌های وزنی کریستال — i: تعداد مول اتم‌ها در واحد حجم

سطح مشترک

همیشه عوامل بیرونی در تشکیل فازها اختلاف زیادی دارند، همیشه انرژی سطح مشترک است که توجه می‌کنیم در همیشه اول جوانه‌ها 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 مواد مذاب می‌ریزند تا ایجاد با عوامل متفاوت انجام شود. که در این حالت انرژی سطح σ_{ss} نیز وجود دارد داریم:

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

موسسه مواد شریف

موضوع اخبار می‌توانیم روی خواص مواد تأثیر بگذاریم. می‌توانیم از میدان‌های مغناطیسی یا امواج صوتی استفاده کنیم و روی حرکت اتم‌ها تأثیر بگذاریم و باعث نظم دادن یا هم‌جهت کردن اتم‌ها شویم

اگر تعداد هسته‌ها کم باشد یک ساختار خشن داریم اما اگر تعداد هسته‌ها زیاد باشد ساختار ظریفی داریم

۸۳،۷،۷ جلسه‌ی سوم

بعد از تشکیل هسته‌ها اتم‌های بعدی روی سطح هسته‌ها می‌نشینند و رشد می‌کنند

حجم کریستال در تشکیل هسته ابتدا ارتباط دارد با: ۱. تعداد هسته‌ها
۲. سرعت حرکت اتم‌ها

سرعت حرکت بستگی به: سرعت کریستال‌ها در یک جهت، چون کریستال‌ها دارای خاصیت آنیزوتروپی هستند می‌توانند در تمام جهات رشد نکنند یا نباشند

برای اینکه عمل رشد انجام بشود باید اتم‌های جدید روی سطح هسته‌ها بنشینند و اتم‌ها از محیط به هسته‌ها برسند و همچنین اتم‌ها نیز سطح جدا شدن دارند که تفاضل این دو باعث رشد می‌شود

برای اینکه اتم‌ها روی سطح هسته‌ها بنشینند نیاز به حرکت داریم

برای توجیه حرکت از مکانیزم دیفوزیون استفاده می‌کنیم دیفوزیون عمل جابجایی جرم است

فرض کنیم داریم که در دو طرف یک سطح تفاضل برای غلظت وجود دارد یعنی غلظت یکی از طرفین بیشتر از دیگری است و از غلظت کم به غلظت زیاد حرکت می‌کند

دیفوزیون: مقداری که در واحد سطح عبور می‌کند $m = -D\frac{dc}{dx}$

D ضریب دیفوزیون نامیده می‌شود

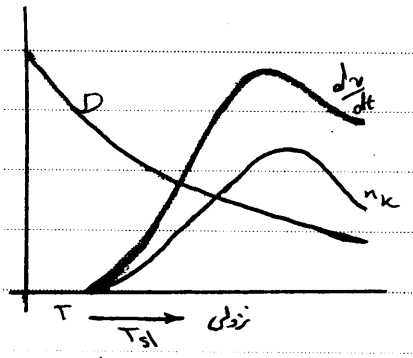
علامت - بیانگر این است که از غلظت کم می‌شود

دیفوزیون تابعی از جهت است یعنی جهت‌های مختلف برای D نیز فرق می‌کند

موسسه مواد شریف

سرعت تبدیل با سرعت انتقال مازاد جامد ارتباط دارد با

n_k .6 2. ضریب لغزش

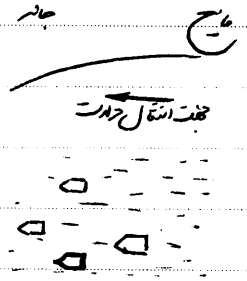


وقتی درجه حرارت سطح خارجی ذوب می‌کم باشد تبادل حرارت بسیار ناچیز است مازاد جامد تبدیل می‌شود سرعت بالا می‌رود
لحظه‌ای ضخامت لایه‌ای ذوب سرد می‌شود و سرعت تبدیل کم می‌شود و سرعت پایین می‌آید
سرعت اول عامل تعیین کننده تعادل است اما در سرعت دوم
عامل موثر حرکت می‌باشد

n_k در سرعت‌های کم ارتباط مستقیم دارد
$\frac{dv}{dt}$ در سرعت‌های بالا ارتباط مستقیم دارد

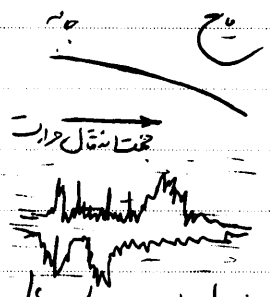
وقتی حرارتی برداشته می‌شود حرارت نهان تبدیل آزاد می‌شود و قسمتی از آن صرف افزایش سطح می‌شود چون بیشتر از انرژی لازم برای افزایش سطح است مقداری اضافی آن از طریق مشترک مازاد جامد و مایع خارج می‌شود که اگر این انرژی اضافی خارج نشود درجه حرارت بالا می‌رود و انجماد متوقف می‌شود
این انرژی هم می‌تواند از مازاد جامد خارج شود هم از مازاد مایع خارج شود که ۲ حالت را بررسی می‌کنیم

$T_L > T_S$



حالتی که ضخامت وجود می‌آید

$T_L < T_S$



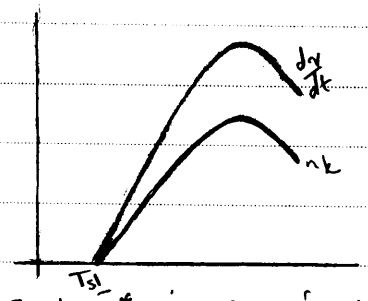
سطح انتقال بسیار نامنظم و ناچیز شکل
یک تپه‌ای اضافی دارد و سرعت را کم می‌کند

در سطح انتقال نامنظم جهت انتقال حرارت به طور صورت می‌گیرد بیشتر بررسی می‌کنیم که علت آن این است که مازاد جامد
با دانه‌های شبکه‌ای کریستالی ماهیت و خاصیت انتروپی دارد

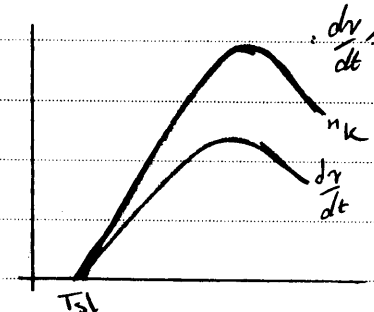
سرعت تبدیل انجماد روی لایه‌های دانه‌ای تعداد جوانه‌ها شکل جوانه‌ها سطح انتقال تعیین کننده انرژی و حرارت دارد
سرعت انجماد به قابلیت انتقال حرارت جوهر مذاب بستگی دارد

حوزه‌ها جدایی انجماد سرعت تبدیل انجماد وجود داشته باشد سطح انتقال تعیین کننده شکل ناحیه دوفازی می‌آید جایی که سرعت انجماد زیاد است
به هم فشرده می‌شوند حرارت انجماد می‌شود طبقه آنجا انجماد پایان می‌پذیرد

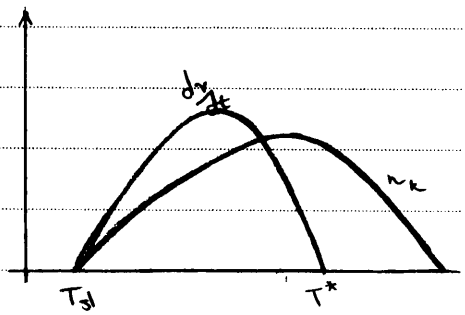
موسسه مواد شریف



دانه‌ها درشت می‌شود چون سرعت بالاست
تعداد دانه‌ها کم است



تعداد جوانه‌ها زیاد خواهد بود



در دمای بالاتر از T^* برسانیم سرعت کم می‌شود و دانه‌ی جوانه‌ها کم می‌شود و می‌توانیم فقط دمای بالا را برسانیم همین‌طوری هم دانه‌ها ایجاد نمی‌کنیم

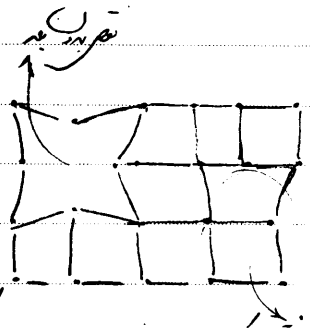
ساختمان میکروسکوپی بر خواص فیزیکی و مکانیکی اثر دارد. بنابراین ساختمان میکروسکوپی در حالت ایده‌آل می‌خواهیم چه تعداد جوانه‌ها بیشتر باشد و فاصله‌ها کریستال‌ها کوچک‌تر و یکنواخت‌تر باشد.

اگر بخواهیم روی ساختمان کریستالی تأثیر بگذاریم باید روی تعداد جوانه‌ها تأثیر بگذاریم. جوانه‌ها در دو حالت ایجاد می‌شوند
- اگر جوانه‌ها به صورت هموژن باشند حرکت اتم‌ها در سرمای کمتر ایجاد و ایجاد جوانه‌ها در تعداد جوانه‌ها تأثیر دارد
هر چه سرمای کمتر ایجاد بیشتر باشد n_k کوچک‌تر و تعداد جوانه‌ها بیشتر است. سرمای تأثیر در ساختار کریستالی
باید سرمای کمتر ایجاد داشته باشیم حوزه‌ای اگر بخواهیم سرمای کمتر ایجاد زیادی داشته باشیم باید از T^*
جوانه هتروژن جلوگیری کنیم حوزه‌ای جلوگیری از شکل جوانه‌ای هتروژن باید در دمای حرارت فولاد بالا
بریم که هری کریستال‌های داخل فولاد از بین بریم تا عامل بیطرفی ایجاد وجود نداشته باشد
- در حالت هتروژن حوزه‌ای شکل جوانه‌ای هتروژن و تعداد جوانه‌ها سرمای کمتر ایجاد تأثیری
ندارد و مهم عوامل بیطرفی است
بنابراین در صورت می‌توان تعداد جوانه‌ها را زیاد کنیم و تأثیری در ساختمان کریستالی داشته باشیم

فرزداغ: جایی است که شکل‌های کریستالی هم وجود می‌کنند و همواره شکل‌های کریستالی در فرزداغ
داخلی نقص است چون یک جای جدا از آن جا شروع می‌شود که عامل ایجاد نقص است

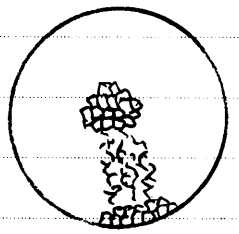
موسسه مواد شریف

انواع نقص در سیستم تبلور سلولی: 1) نقص بدون بعد: یک اتم جا افتاده یا اضافه بعضی نقایص بعضی از این است
2) نقص یک بعدی یا خطی: مربوط به یک ضعفی ناتمام است و ضعف ادامه پیدا کرده است
تنها نقص دو بعدی یا سطحی: مرزدانه‌ها است حسن نقص است
3) نقص ۲ بعدی: در کل مرز دانه که در حوالی فیزیکی و شیمیایی و مکانیکی
4) نقص باز شدن و جمع شدن: در اینجا وجود دارد زمانیکه جسم اتم از میان برداشته



در مرزدانه‌ها در سیستم‌های تبلور سلولی تبرحی شود چون حلول شیمیایی که مرزدانه‌ها آن را پر کرده‌اند
که مرزدانه‌ها حل می‌شوند علت این است که در مرزدانه‌ها نقص دارد و این حلول شیمیایی تأثیر
بیشتری در آن حلول دارد

ایجاد فرآیند یک فاز در قالب:
۲Mm می‌خواهیم ۳ فرم مختلف صورت گیرد: 1) فشار بیرونی یا دانه‌های فلزی و بیرونی چیزی خاص کریستال را در تبدیل آن
فشار فلزی ایجاد می‌شود 2) فشار سرامیکی یا چیزی خاص کریستالی و هم سرامیک و هم فلزی
3) فشار بیرونی به دلیل حجیم خاص کریستالی



همانطور که فشار بیرونی مختلف بستگی دارد که فشار بیرونی فرم می‌گیرد چون
ایجاد از دیواره‌ای قالب شروع می‌شود چون هم سرد است و هم سطح
وجود دارد که جوانه‌ها بصورت هتروژنی روی آن قرار گیرند بعد از سطح
فشار بیرونی بعضی از سمت‌ها سریعتر رشد می‌کنند تشکیل فشارهای بیرونی دارد
به خاصیت انتروپی کریستال که در بعضی جهات بیشتر رشد می‌کند قطعات کریستالی فشار بیرونی ایجاد
می‌شود داده‌های انرژی تبدیل دانرژی نهان است مازاد انرژی تبدیل یا انرژی خارج یا انرژی جانبی باید جذب
شود چون دیواره‌ی قالب سرد است این انتقال حرارت بسمت دیواره‌ی قالب است و انتقال
حرارت از فاز جانبی انجام می‌شود سپس دانه‌های فلزی در فشار بیرونی تشکیل می‌شود و ادامه‌ی فشار بیرونی صعنی که
انتقال حرارت راحتتر انجام می‌دهد بیشتر رشد می‌کند و فشار سرامیکی بصورت دوم بیرونی وجود می‌آورند که حوض
با یک دیواره کنده شده است بجای اینکه در ابتدا نا جایی بسمت جایی که باید گرما انتقال پیدا کند است سریعتر
مایع تر است اما هرچه بسمت داخل می‌رود انتقال حرارت بیرون کندتر می‌شود فشار بیرونی زمانی تشکیل
می‌شود که اشکال ایجاد جوانه در وسط قالب وجود داشته باشد آنچه اجسام هیچ مانعی در وسط قالب در فرآیند
فشار سرامیکی وجود نداشته باشد فشار بیرونی ایجاد می‌شود. فشار سرامیکی تا آن جایی ادامه می‌یابد که کاملاً با
مایع قالب تطابق شود. اگر عوامل خارجی در داخل قالب وجود داشته باشد از جمله ناخالصی‌ها باعث می‌شود
جوانه‌های فشار بیرونی بصورت هتروژن ایجاد می‌شود که خیلی کم است و زمان زیادی طول می‌کشد و دانه‌ای بزرگ
دارد

موسسه مواد شریف

عواملی که روی کیفیت و شرایط تبلور می توانند اثر بگذارند :

۲. عمر قالب ۵. نوع خنک کنندگی اولیه ۳. سرعت خنک سازی

۴. نوع حرارت قالب ۶. انتقال حرارت

در قالب های سرد ای چون انتقال حرارت با بیشترین سرعت صورت می گیرد و در نتیجه سرد شدن مذاب سریع تر است و تعداد هسته های تبلور هم زیاد می شود. اما در قالب های گرم جوانه زنی هتروژن بیشتر ایجاد می شود و چون انتقال حرارت سریع تر با شعاع تبلور کمتر سازگار است زودتر و سریع تر وارد داخل مذاب پیش می رود و چون ناخالصی ها و عوامل جانبی بیشتر باعث تبلور زودتر ایجاد می شود و در نتیجه شعاع تبلور کمتر می شود و چون گذار بیشتر با الاستیسیته ماده کریستال بیشتر از بین می رود و عامل پیوستگی کمتر می شود تبلور بیشتر ایجاد می شود

جلسه ی چهارم ۸۳/۷/۱۲

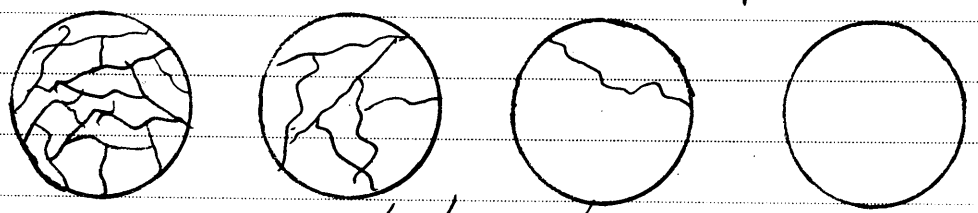
تأثیر حرارت داخلی بر ساختمان بلور سلولی فلزات

وقتی بخواهیم تبلورهای ریز و هم بعد داشته باشیم باید تبلورها در جهتی با شرایط یکسان رشد کنند و حالت عادی فلزات و آلیاژهای ماده تعادل سه بعدی است و زمانی تعادل آنها بیشتر است که انرژی داخلی آنها کمتر باشد. و چون انرژی داخلی کمتر باشد پایداری بیشتر می شود

فلز خالص دارای نقطه ذوب صاف است و وقتی حرارت داده می شود (یعنی انرژی گرمایی گرفته) تا نقطه ذوب تبلور تعادل گرمایی را نگه می دارد و وقتی به نقطه ذوب رسید از نظر ترمودینامیکی حالت های تعادل بیشتر و پایداری بیشتر هستند می شوند و بدین ترتیب دانه های کوچک تر و دانه های بزرگ تر بزرگ تر می شوند و بدین ترتیب ساختار بلور سلولی خاص تری می گیرد

تا بحال می دیدیم که دانه ها چون می خواهند دستیابی به حداقل انرژی داشته باشند اگر چند دانه داریم که در حال رشد هستند این مرزدانه ها جایی می رسند که کریستال می بینیم که دو کریستال مرزدانه وجود ندارد و فاصله ی مرزدانه ها صفر می شود

با توجه به اهمیت مرزدانه ها در این گونه عوامل باید کوشا باشیم تا بلور سلولی حرارت یا انرژی می دهیم ایستا و تعادل تر شود و پایداری بیشتر می شود. این به آن علت است که دانه های بزرگ تر حجم های فلز را اشغال می کنند و دانه های کوچک تر هم حجم های از دست داده ی انرژی می دهند به علاوه تعداد این تعادل و پیوستگی است

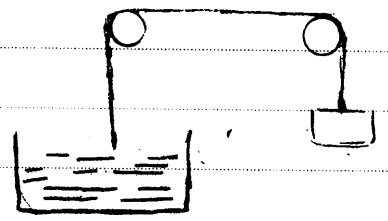


در حقیقت در مرزدانه ها به علت وجود نقص های سه بعدی وجود دارد و هیچ یک از دانه های همسایه تعلق ندارد و بین این ها سیستم های مرزدانه ها وجود دارد

سرمایش این است که دانه های کوچک دانه های بزرگ می شوند

در یک کریستال واقعی وجود ندارد چون مرزدانه ها وجود دارند

موسسه مواد شریف

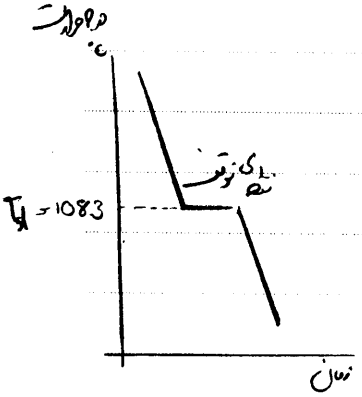


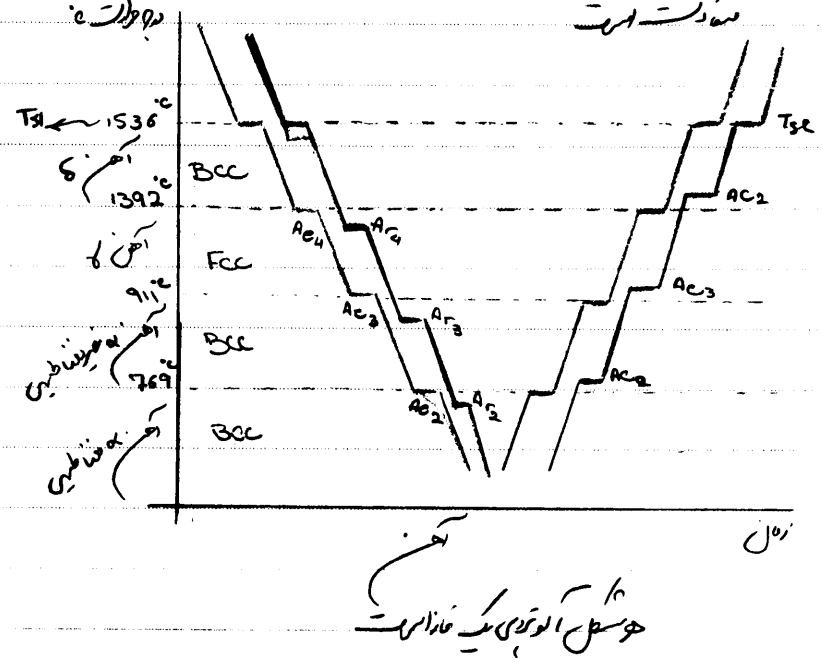
کار مهم و اصلی تک کریستال به این است که در بسیاری جوامع نواقص از آن استفاده می شود (چون هیچ نقصی در آن وجود ندارد) اما روش تولید تک کریستال از این روش استفاده می کند چون این روش به کنترل کند انرژی و جهت حرکت می دهد که سریعتر است و همچنین در تمام مدت حرارت دادن باید شرایط خلأ باشد این روش از نظر صنعتی اصلاً قبول نیست

در روش صنعتی جای بوته 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 مرتباً می گذارم که تبخیر یک جوانه ایجاد شود مانند دستگاه نوک جسم نوک تیزی که در ارتباط با سطح یک مذاب فلزی در همان دمای ایجاد به علت وجود جسم خارجی (نوک جسم) جوانه ای به صورت هتروژن در نوک آن ایجاد می شود و آن را با سرعت مناسب و دقیق بالا می کشیم که در عین حال که زمان های ایجاد جوانه ای دیگر وجود نداشته باشد ارتباط جوانه با سطح مذاب هم قطع نشود تا ایجاد و آنرا بهتر 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 بلورشان به نوع دیگری می دهد که به آن تبدیل آلوتروپی گویند و این تغییرات به حالت تعادلی انجام می شود قابل بازگشت است از شکل ۲ دفعه طی ۲ بار تبدیل ۲ بار و ... تغییر آلوتروپی صورت می گیرد

ترموکوپل : از ۲ سیم با جنس مختلف ساخته شده است به علت حرارتی که می بیند دچار تفاوت فشنی که دارند جریانی به راه می افتد این ۲ سیم جریان بهداشتی تفاوت است سر دو انتهای ۲ سیم تفاوت دما ایجاد می شود که توسط این اختلاف دما درجه حرارت مذاب تشخیص داده می شود . بنابراین درجه حرارتی که توسط ترموکوپل اندازه گیری می شود نوع سیم آن است





هوسطل آلوتروپی یک عنصر است

Etude Graphic

موسسه مواد شریف

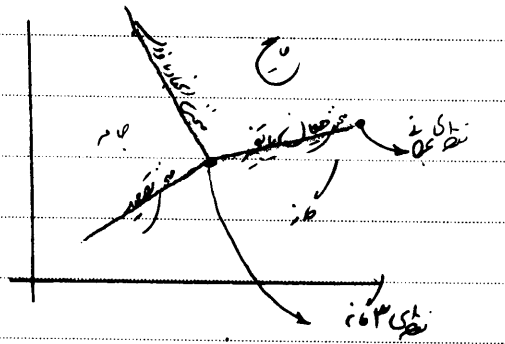
آهن α < 769 < آهن α < 911 < آهن γ < 1392 < آهن δ < 1536

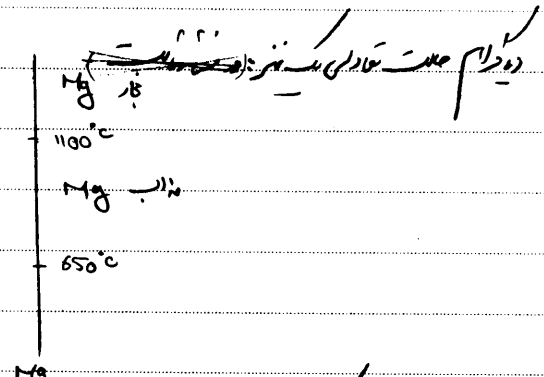
BCC (مغناطیسی) — BCC (غیرمغناطیسی) — FCC — BCC

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

آهن α در شرایط تعادلی در دمای اتاق تقریباً همان ساختار را دارد ولی نقاط توقف در هنگام گرم کردن آهن α بیشتر از سرعت تعادلی به طول می‌انجامد

$Ar_i < Ac_i < Ac_i$





دیاگرام حالت تعادلی یک فلز

در شرایط پایداری تنها یک فاز در حالت تعادل است اما پدیده‌ی سختی‌های تعادل ۲ فاز هم زیاد در حالت تعادل پولادهم هستند

هر نقطه‌ای در صفحه‌ی دیاگرام تعادل یک نقطه‌ی حالت تعادل گویند که توسط یک فشار و دما مشخص می‌شود

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

در نقطه‌ی پرانتز مرز بین فازهای مایع و گاز برداشته می‌شود و می‌توانند به حالت هیدرو تبدیل شوند

بین فازهای گاز مایع با جامد هم فرق زیادی نمی‌کند تفاوت این است که بین جامدات فقط در فاز جامد پایه‌ها تراکم اما در حالت مایع تغییر می‌کند اختلاف چگالی فاز مایع و جامد به هم زیاد نیست بین ۴ تا ۷٪ فاصله‌ی این دو داخل

مایع و جامد تقریباً یکی است هم فشرده‌ی دو مایع بیشتر است اما تفاوت زیادی نمی‌کند نیروی جاذبه‌ی بین دو فاز تقریباً یکی است اتم‌ها در فاز مایع نیز فاصله‌ی نظم هستند تفاوت این است که نظم آن‌ها تقریباً تبدیل می‌شوند و نیروی وجود تولعش بیشتر در فاز مایع جابجایی خالی بیشتر است پس اتم‌ها حالت تحرک می‌کنند

درجه‌ی آزادی: تعداد پارامترهایی است که ما می‌توانیم تغییر دهیم تا خصوصیت ماده وجود آید بدون اینکه تغییر فاز رخ دهد

$F + r = n + 2$ ← درجه‌ی آزادی

← تعداد فازها در حالت تعادل

← تعداد اجزا

در شرایط پایه‌ای، فشرده $F + 1 = 1 + 2 \Rightarrow F = 2$

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 تنها یک فشار و یک دما هست که در آن ۳ فاز حالت تعادل دارند

موسسه مواد شریف

دو جوامد نقطه ذوب بالاتری دارد اگر فشار به هم دو جوامد تغییر می‌کند

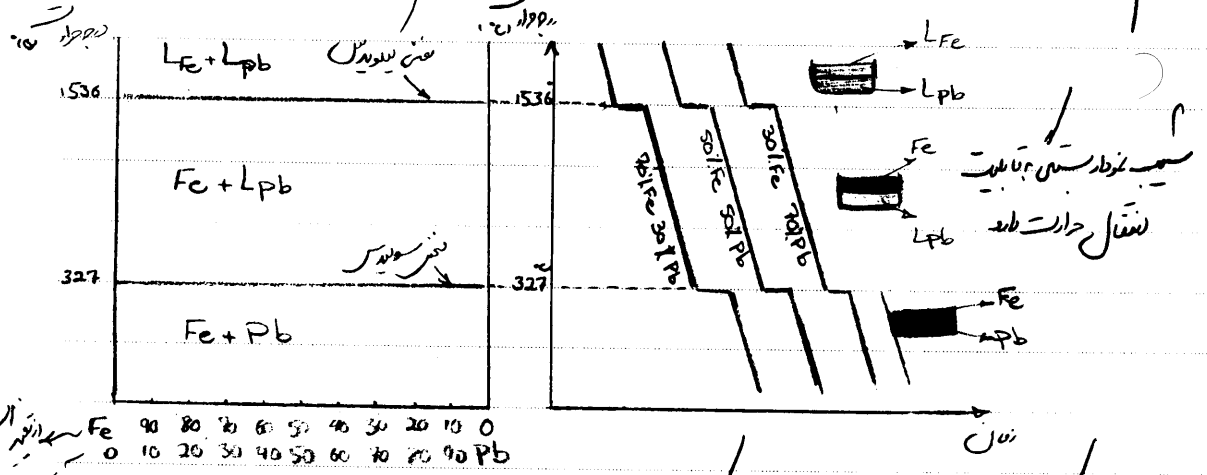
$$\Delta T = \frac{H_{sp}(V_L - V_S)}{T_{sp}} \Delta P$$

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

دیاگرام حالت تعادلی ۲ فلز:

کلیه فلزات به صورت خالص و محلول در اثرات فلزات خالص هم هستند در عمل با یک خاصیت روبرو هستند فلز هزارم قابلیت نفوذ پذیری خوب است اما تصفیه باید از استخراج بالا هم جوامد باشد البته در بعضی موارد شکل انتقال حرارت از فلز خالص استفاده می‌کنیم اما برای بعضی فلزات خالص مکانیزم خاصی استفاده می‌کنیم مثل آلیاژ دندان (بدون نقل و انتقالات شیمیایی) برای آلیاژ کردن فلزات باید رفتار فلزات نسبت به هم بدانیم آلیاژ شکل ایجاد می‌کند که بتوانند در بسیاری کاربردهای خود بهتر عمل کنند

بیشتر فلزات هم‌دیگر در هم نفوذ هستند قابلیت انحلال یا انحلال پذیری می‌یابد در حالت فلزات ۲ به ۲ می‌توانند با هم نفوذ کنند یا نشوند به صورت محدود یا بیشتر نفوذ



سیب نفوذ پذیری یا قابلیت انتقال حرارت دارد

برای اینکه حلالیت ۲ فلز را در حالت جامد بررسی کنیم باید دو فلز نسبت به هم بررسی کنیم

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

نقطه یوتکتیک نقطه‌ای است که نقطه مازاد دارد

نقطه سولیدوس نقطه‌ای است که نقطه مازاد ندارد

موسسه مواد شریف

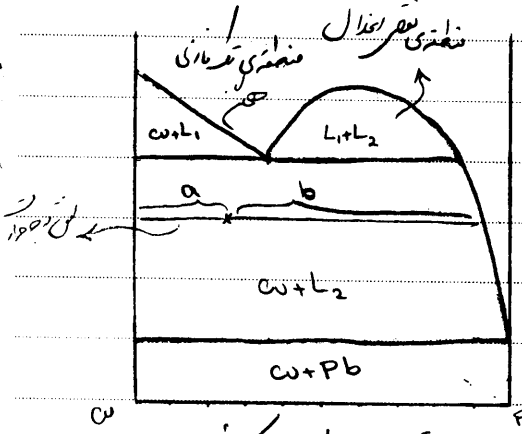
جلسه ی نهم ۸۳/۷/۲۸

قابلیت انحلال یا انحلال پذیری در حالت جامد

اگر دو حالت فلزات حلالیت محدود داشته باشیم آن را نمایش می دهیم

دیاگرام سیستم دو تایی با انحلال پذیری محدود در حالت جامد:

مثل دیاگرام Cu-Pb / Zn-Pb



فلز a با سه عنی نیت ۵٪ Cu و مقدار کمی مقدار Pb است

فلز b با سه عنی نیت ۵٪ Pb و مقدار کمی مقدار Cu است

هر چه حلالیت در حالت جامد کمتر باشد منطقه ی تغییر انحلال بزرگتر است

برای رسم دیاگرام باید ترکیب های مختلف از ۲ فلز را در نظر بگیریم و آنها را حرارت دهیم تا بالای نقطه ی کیلو نهد سپس آنها را سرد می کنیم در فاصله ی آن زمان ها را مورد بررسی قرار می دهیم. بنابراین هر نقطه ی دیاگرام یک حالت تعادل را نشان می دهد

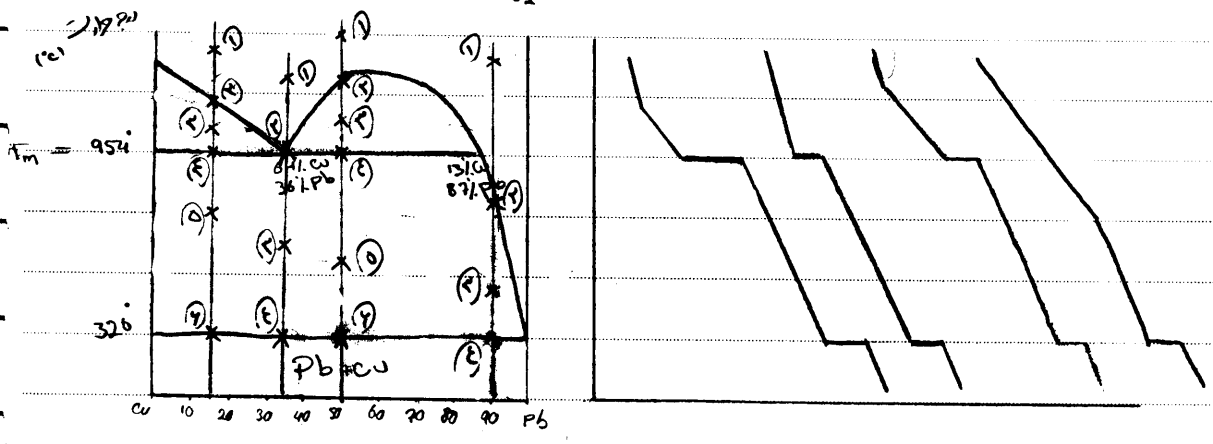
ترکیب فازی در حال تعادل

ساختار فازی در حال تعادل

برای رسم دیاگرام از این دو حرارت استفاده می کنیم این دو حرارت یک خط افقی ترسیم (البته در دمای ثابت) که از نقطه ی در حال تعادل گذشته و ادامه پیدا می کند تا محنی های مرزی را قطع نماید برای بدست آوردن ترکیب فاز از این خط افقی حرارت که محنی های مرزی را قطع کرده عمود هم جدا خطوط رسم می کنیم. برای بدست آوردن مقدار فاز از قانون اهرم استفاده می کنیم

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

$$m_{L_2} \times a = m_{L_2} \times b$$



موسسه مواد شریف

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

در نقطه ① ۱۵٪ Pb و ۸۵٪ Cu به صورت مذاب در دمای بالای خط هستند با سرد شدن سیستم به نقطه ② می‌رسیم که در آن اولین دانه جامد با ترکیب T_C تشکیل می‌شود این نقطه فاز مایع دارای ترکیب نقطه ② با ترکیب اولین فاز Cu آغاز می‌شود است در نقطه ③ دو فاز در حالت تعادل هستند اما مقدار یکی از آنها صفر است در این نقطه هم مقدار Cu به صورت جزئی است چون طبق قانون اهرم داریم

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

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 با آزاد شدن Cu انرژی آزاد می‌شود و سرعت از دست دادن درجه حرارت کاهش می‌یابد تغییر شیب 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 به نقطه یوتکتیک رسیده و تبدیل به مذاب L_2 می‌شود یعنی در Pb مقدار حدودی Cu با این تحول تحول یوتکتیکی گویند که حوزه یک نقطه‌ای توقف است بعد از دمای T_m دیگر مذاب L_1 نداریم پس داریم

۱۹٪ Cu از تحول فاز L_1 و

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

C، بعد از تحول فازهای Cu، L_2

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

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

مقدار m_{Cu} به دمای ثابت 954 محاسبه می‌شود و

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

Cu جامد تبدیل می‌شود و از مذاب جدا می‌شود

بعد از تحول یوتکتیکال باز هم کم کم Cu از تحول 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

موسسه مواد شریف

حال اگر با نقطه ۵ درصدی اولیه ۳۶٪ سرب و ۶۴٪ مس برداریم درصدی اول ۵ درم در اوستوال تشکیل
با تحول متوالی روبرو می شود (نقطه ۲) در نقطه ۳ تعادل بین Cu_2S و L_2 وجود دارد تا در نقطه ۴
که مذاب L_2 با Cu_2S و Pb تبدیل می شود

* فازی که اول از مذاب جدا می شود فاز اولیه نامیده می شود

حالت بعدی ۵۰٪ مس و ۵۰٪ سرب بررسی داریم در نقطه ۲ مقدار درصدی نقره انتقال می یابیم در بین نقطه ۱ و ۲ مذاب
همگن با ۲ فاز مذاب L_1 و L_2 تبدیل می شود در برودی آنالیز بین ۲ تا مذاب توسط خط مرزی آنالیز جدا می شوند
و مذاب بسیار کم بین می کند در بین نقطه ۱ و ۲ مذاب L_2 صورت است (فاز L_2 ۰ چون ۰ است)
در نقطه ۳ تعادل بین ۲ مذاب L_1 و L_2 داریم با ۳ فاز نقطه ۲، ۳ و ۴ مذاب L_2 در تعادل هستند تا در
نقطه ۴ که مذاب L_2 از بین می رود و تبدیل می شود به Cu_2S و مذاب L_2

نمونه ای که بین ۱ و ۲ درصدی داریم ۹۰٪ Pb و ۱۰٪ مس باشد در درصدی نقره تقریبی محبوس می شود و بقیه درصدی
۲ فازی Cu_2S و L_2 می رود و نقطه درصدی بیوتکتیک می دهد

غلظت های سرد شدن بعد می شود ۲ فاز که در سیم تشکیل شده حجم زیادی دارند می بینیم Pb در Cu_2S زیادی می شود
Pb های محبوس جزئی تشکیل داده می شود

$F_{n+2} = n+1$ ← روابط اولری
تعداد لبه ها
تعداد فاز ها

جلسه ی سیستم ۸۳،۸،۳

سیستم های دو تایی حالات تعادل :

سیستم های ۲ تایی که هر جزء آن در حالت جامد با یکدیگر تشکیل کریستال های مخلوط (محلول جامد) می دهند
این نظر از محلول جامد جزء به جزء با تشکیل شبکه یکنواخت

کریستال مخلوط به دو صورت ایجاد می شود به صورت سازمان یافته بین اتم های جزء آ و اتم های جزء ب
در جوامع اتم های جزء آ جزء ب قرار می گیرند که به این حالت کریستال مخلوط جانشینی گویند
اما ممکن است فقط اتم های آ یا ب جای خالی کوچک باشند مثل مرکز، وقت، اکسیژن در این حالت
اتم های فلزی آ و ب جای خالی بین اتمی تشکیل می کنند که به این حالت کریستال مخلوط بین نشینی یا
کریستال مخلوط اینترستیشی می گویند بین اتمی محدود است و باعث تغییر شکل شبکه می شود و شبکه ی
کریستالی را تغییر شکل می دهد

موسسه مواد شریف

نیمرسانا: فلزی اصلی فلزی که دمای ذوب بیشتر از 150 درجه

گروه یک فلز یا یک یا چند فلز با فلزات شبه بریستال تشکیل

خواص فلزات قابلیت پذیرفتن اتم های ناخالصی در شبکه بلورین فلز اصلی عوض شود

وقتی شبکه ی کریستالی جمع یا باز می شود انرژی داخلی زیاد می شود چون تغییر فرم صورت گرفته و با فلز ای اتم کار می شود

در نتیجه اتم بدی که می خواهد مستقر گردد در جوار اتم اولی می تواند مستقر گردد و به این ترتیب جابجایی با تغییر ابعاد

در داخل شبکه ی کریستالی در اثر قرار گرفتن اتم های آلیاژی تغییرات به شبکه ی اصلی فلز زمینه و همچنین

فلز زمینه تغییر نمی کند Carecter

قابلیت انحلال: بیشتر اتم های آلیاژی در داخل شبکه ی فلز اصلی تا آن جا انحلال می یابد که اتم بیشتر

قادر نیرد کلا مشخصات اصلی زمینه تغییر کند و فاز جدیدی ایجاد شود به این حد انحلال می گویند

در این حالت یا جدایش کریستال های الاستیک ایجاد می شود و اثر نشستن اتم های آلیاژی

با الاتمین هم خود می رسد و با الاتر این وضعیت از حالت تعادل خارج می شود و جنس ساختار فلز اصلی

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

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

و این روش بدین است که انسان از دیرباز در عصر برنز توان ذوب و ریختن آلیاژ را داشت و برنز آلیاژی است

سخت. در فلز خالص در اثر ایجاد نابجایی ها در ساختار فلز حرکت و تغییر شکل الاستیک ایجاد می شود

وقتی آلیاژ می کنیم اتم های ناخالصی مانعی بر این حرکت ها می گیرد و باعث تنش الاستیک و جابجایی می شود

و استحکام آلیاژ کرنت از فلز خالص بالا می رود

در بریستال های مخلوط اتم های آلیاژی هم به صورت نامنظم وهم منظم می توانند داخل شبکه ی اصلی بریستالی مقادیری از فلزات

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

نیروی همبستگی بین اتم های آلیاژی با اتم های فلز زمینه بیشتر از نیروی همبستگی بین اتم های آلیاژی با خود و فلزهای فلز

با خود است

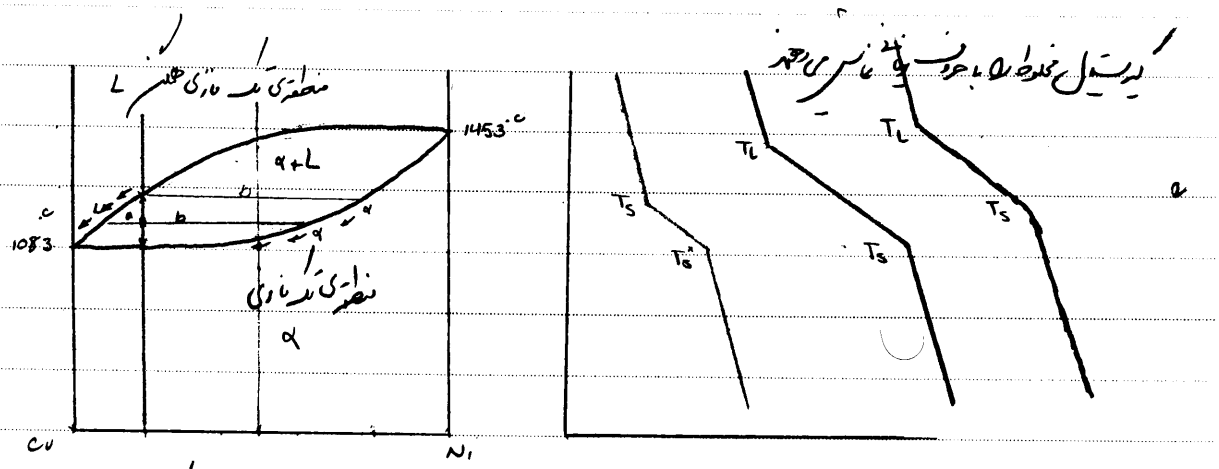
معمولا هر فلزی با هر نسبتی تشکیل آلیاژ نمی دهد و حلالیت محدود هست شرایط انحلال: اندازه شعاع اتمی

موسسه مواد شریف

شرایطی که آلیاژ برای تشکیل آلیاژ جانشینی باید چند عبارت است از:

1. نوع شبکه کریستالی دو عنصر یکسان باشد
2. اختلاف شعاع اتمی کمتر از ±14٪ باشد
3. دو عنصر تقریباً با هم قابل حل باشند
4. هر دو عنصر خاصیت شیمیایی هم داشته باشند (الکترونگاتیویته)

این شرایط برای تشکیل محلول جانشینی بین دو فلز Cu و Ni که هر دو شبکه FCC دارند اختلاف شعاع اتمی کمتر از ۱۴٪ است و جدول نیز نشان می‌دهد که هر دو عنصر خاصیت شیمیایی و ظرفیت یکسان دارند.



کریستال خالص با حرارت ثابت تغییر فاز می‌دهد

برای بررسی دیاگرام ترکیبات دوتایی از آزمایش حرارت می‌گیریم یا منطقه‌ی تک فازی مذاب را بررسی می‌کنیم. مقداری سرب می‌گیریم و با استفاده از خودکار درصد حرارت زمان دیاگرام را بررسی می‌کنیم. برای مثال ۲۰٪ سرب و ۸۰٪ سرب درصد حرارت بالاتر کنید. سپس من برابر مقداری سرب می‌کنم تا زمانی که منطقه‌ی تک فازی مذاب ایجاد شود. این عمل را برای ۱۰ درصد حرارت کنید. سپس انجماد آغاز می‌شود در دمای معین ۲ فاز α و L در حالت تعادل هستند که یکی از آن‌ها (α) به صورت بلورهای جزئی ترکیب α و L که هم در تعادل هستند تغییر می‌کند و ترکیب α در دمای معین سولیدوس و ترکیب L در دمای معین لیکوئیدوس تغییر می‌کند و براساس تعادل دینامیکی یون‌های α و L در فاز مذاب می‌باشد. دمای T_S انجماد پایان یافته و فاز جامد α در این دیاگرام از بین تمام فازهای محیط دیگر هیچ تماسی در خودکار دیاگرام ندارد.

برای سایر ترکیبات سرب و نیکل نیز همین تغییرات را داریم

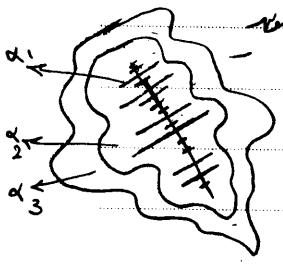
فاصله‌ی $\Delta T = T_L - T_S$ هر عنصری ایجاد کنید هست بین ۲ منطقه‌ی تک فازی یک منطقه‌ی ۲ فازی وجود دارد

سایر خواص یک سکه‌ی کریستال را مخلوط در صدی سرب و نیکل فهم طبیعی است و هر قابل تشخیص از نیز خالص

موسسه مواد شریف

اگر غلظت سرد کنیم عامل بیشتری باید در ناحیه جمع شود و در نتیجه جوانه های بیشتری ایجاد جمع می شوند و بلورهای سرمایی تحت ایجاد می شود و ناحیه بوجود آمده ساختاری دندریتی پیدا می کند

دیفوزیون گاز نیتروژن است که به سمت جلو و دیواره حرارت شمش طرف دیگر ما کریستال مخلوط را سرد می کنیم در جهت زیان تبادل ترکیبی سبب α_2 و α_1 بوجود آمده ها از آن می گیریم و در نتیجه یک ساختار دانه ای مختلف تر تولید



حمله α صورت می گیرد که در آن نوع ماکروسکوپی کریستالی تا هسته دار شدن یا Coring نامند

سپس با سرد کردن یک کریستال مخلوط ۲ اتم آن می ماند

1. رشته دانه ای صورت دندریتی که دوام زیادی سرمای تحت ایجاد حاصل از Ni جذب نمونه در سنگی کریستال مخلوط است و همین خاصیت انرژی بری کریستال؟

2. هسته دار شدن نوع ماکروسکوپی یا Coring که به علت عدم برقراری شرایط دیفوزیون رخ می دهد در یک دانه α چون نمی توانند با همدیگر تبادل شوند و با هم تبادل ترکیبی انجام دهند و اختلاف ترکیبی ایجاد می شود حرکت ناهمسانگرد خاصیت انرژی بری را تشدید می کند و این ناهمسانگردی خاصیت فیزیکی را که بیشتر تأثیر می گذارد البته دانه های شکل دار هم ساختار هسته دار شدن دارند (بلورهای کریستالی چند ضلعی منظم) با همه تفاوت سرد شکل یک دانه ماکروسکوپی کریستالی جدایی می شود اما در بعضی حوادث بیانه ایجاد جهت ها است در این حالت دوباره ۲ ها تشکیل می دهیم که رشته دندریتی ها در یک جهت حرکت ایجاد جهت دار می شود که حواس کاهش در جهت رشته دندریت ۲ با جهت محور در آنها کاملاً سعادت با شد

وقتی با جای ساختمان همین ساختمان دندریتی حرکت با Coring داریم شکل می دهد که عامل ایجاد در صورت ناعادی بودن حرکت است و چون با حالت ناعادی صورت گرفته اگر شرایط تعادل را ایجاد کنیم به سمت حالت تعادل و از بین می کند. جای برطرف کردن هر کدام از مسائل Coring یا ساختمان دندریتی کافی است عمل عکس آن را انجام دهیم

جدای از این بردن هسته ماکروسکوپی کریستالی چون این به علت عدم شرایط دیفوزیون خوب صورت گرفته فاصله می کنیم شرایط دیفوزیون را ۲ باره برقرار کنیم دیفوزیون را دما شکل داده بالا می بریم اما دما را ۳۰ تا ۵۰ درجه سلسیوس بالا می بریم تا از حالت جامد خارج نشویم در این دما حرکت در جای جای زیاد شده و اختلاف ترکیبی برطرف می شود با این عمل عملیات حرارتی همگن سازی نامند که نمودار آن ساختمان ناهمسان همسان تبدیل می شود و از هسته ماکروسکوپی کریستالی از بین می رود ولی ساختمان دندریتی از بین نمی رود

موسسه مواد شریف

در عمل جهت تبدیل ساختمان به شکل تغییر می‌کند چون علت ساختمان به شکل سردی است ابتدا از آب سرد به طرف ساختمان به شکل تبدیل می‌شود و دوباره آب سرد می‌کنیم و دوباره آب سرد می‌کنیم اما در حالت جامد اگر بخواهیم ساختمان را عوض کنیم باید عملیات حرارت تبدیل مجدد با کربنات لیتیم انجام دهیم عملیات حرارت تبدیل مجدد از ۲ مرحله تبدیل تبدیل اول را T_R تبدیل می‌کنیم دوم را دوباره T_R حرارت می‌دهیم

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

تبدیل سرد تبدیل فوری است که در زیر T_R انجام شود آنرا ۱۰٪ تبدیل می‌دهیم و تا درجه حرارت T_R حرارت می‌دهیم سپس اگر تقاضای سرد کنیم ساختمان شکننده و سکوی بادامی محدثان خواهیم داشت در این حالت جوانه‌ای جدید فرم می‌گیرند که در اثر تبدیل اگر در حالت جامد فرم گرفته‌اند داده‌ای خنثی حاصل می‌شود

در فولاد قابلیت تبدیل دادن به ۲ صورت قابل انجام است:

1. تبدیل سرد سرد زیر T_R انجام می‌شود
2. تبدیل فرم گرم در بالای درجه‌ی T_R انجام می‌شود

تمام عملیات حرارت در حالت جامد انجام می‌گیرد

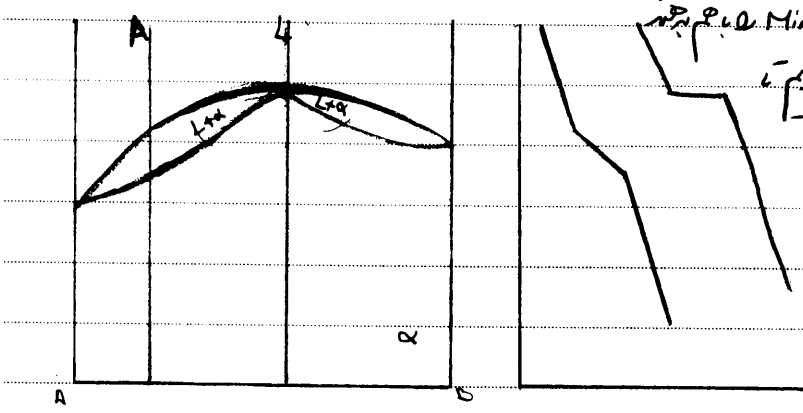
حل مسئله ۸۳، ۸۲۵

در سیستم‌های ۲ تایی با نمودار تعادل در حالت جامد که ۲ شرط لازم را دارا هستند در دیاگرام حالت تعادلشان ۳ حالت دارند: 1. نقطه‌ای تک فازی نزدیک خلوص

2. منطقه‌ای ۲ فازی نزدیک کریستال‌های خلوط

3. منطقه‌ای تک فازی کریستال‌های مخلوط

بعضی از این حدود آمیزه‌ها دارای شرایط ویژه‌ای هستند می‌توانند در دیاگرام حالت تعادل این ۲ فلز نقش سولیدوس را تشکیل یک نقطه‌ای Min یا Max داشته باشند



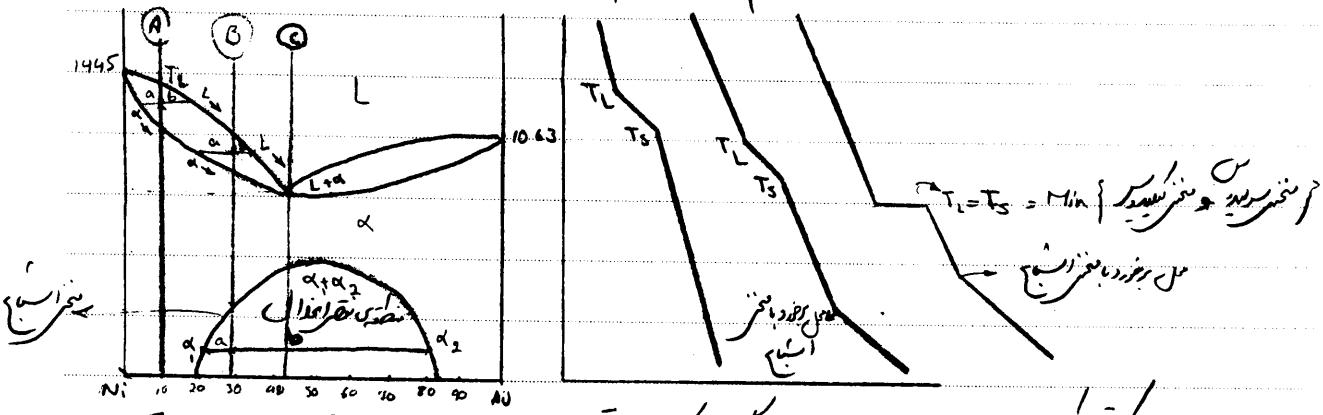
A، در ابتدا محلول مذاب خنثی دارم تا به درجه حرارت T_L ادامه آنقدر سرد می‌شود تا روی سطح سولیدوس و L روی سطح لیکوئیدوس تشکیل می‌گردد تا دمای T_S که انجماد پایان می‌یابد

موسسه مواد شریف

دوتا در نقطه‌ی تک فازی کریستال مخلوط می‌شوم در این حالت ۲ تا B و A تمایل به ترکیب دارند

(B) دقیقاً از نقطه‌ی Max بیرون می‌آید ترکیب دقیقاً مثل یک فلز خالص عمل می‌کند در حال دو جزء تمام مذاب به کریستال مخلوط تبدیل می‌شود یعنی ایجاد در یک نقطه آغاز و در همان نقطه پایان می‌پذیرد

در حل این دیاگرام ۲ فلز به این صورت بود می‌توانستند B و A با هم تمایل به ترکیب دارند



منحنی سرمایش و منحنی تبلور

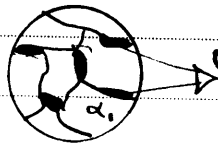
اما به صورت نمونه‌ی Min چند جای بررسی این رابطه ترکیبات مختلفی از Ni - Au به دست آورده و آنها سرد می‌کنیم و تغییرات را بررسی می‌کنیم

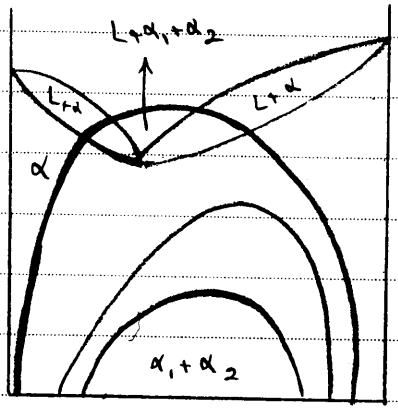
(A) جای مثل Ni ۹۰٪ و Au ۱۰٪ به دست آورده و مذاب همین را سرد می‌کنیم با رسیدن به T_L انجماد و جدا شدن فاز α از مذاب آغاز می‌شود با ادامه‌ی سرد کردن کریستال مخلوط α روی منحنی سولیدوس و مذاب روی منحنی لیکوئیدوس تغییر می‌کند تا در نقطه‌ی T_S که انجماد پایان می‌یابد و کریستال مخلوط α می‌ماند از T_S تا دمای محیط تغییر خاصی در α ایجاد نمی‌شود

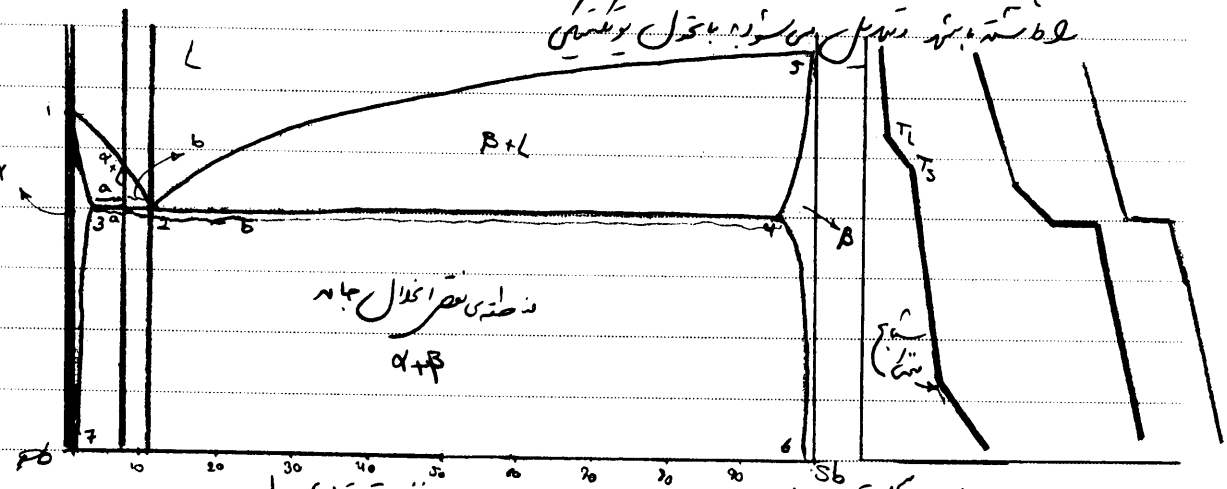
در نمونه (B) Ni ۳۰٪ و Au ۷۰٪ تا دمای روی لیکوئیدوس مذاب همین را آنقدر (تقریبی) سرد می‌کنیم تا به دمای T_L برسد در این دما انجماد آغاز می‌شود و α از مذاب جدا می‌شود فاصله‌ای انجماد (بین T_L و T_S) تبادل ترکیبی بین α و L صورت می‌گیرد تا دمای T_S که انجماد پایان می‌پذیرد و در نقطه‌ی تک فازی α می‌شوم ساختار میکروسکوپی α (بافت فلزی سرد کردن) یک ساختمان یا دانه‌ای فیزیکی است تا رسیدن به منحنی سرمایش. تا قبل از این دما تمام Au که پیدا شده است با کمی دما تمایلات انتقال پیدا کرده می‌یابد اما هنوز تنشی‌ای داخلی به آن منتقل نشده باعث انتقال شود نوسانات اما با رسیدن به این دما تنشی‌ای داخلی به میزان در حدی می‌رسد یعنی Ni جدا شدن از Au می‌رسد از این دما به بعد جدا شدن فاز Au از Ni به صورت فاز جدید α_2 جدا می‌شود در یک نقطه‌ی ۲ فازی α_1 و α_2 می‌شوم که α_1 و α_2 در حالت تعادل حسب α غنی از Ni و مقداری کمتر و فاز α_2 غنی از Au و همچنین Ni 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 جوانه در جای مذاب نرم می‌گردد یعنی در جایی که محل شکست اتم‌ها باشد جایی در نواقص شبکه‌ی کریستالی

بهترین نمونه نقص ۲ بعدی است یعنی در مرزدانه‌ها جوانه‌زدن در مرزدانه‌ها سهل‌تر از جوانه‌زنی داخل است چون

موسسه مواد شریف







Etude Graphic

موسسه مواد شریف

* شکل سمت راست رسم شده مثل Cu-Pb اما فقط تحول پرتکتیک
Pb+Cu ← L+Cu پرتکتیک مثل ۲ و Cu-Pb ... مثل پرتکتیک است

سیر لیکوئیدوس 5-2-1 هیچ بالای هست مذاب است و انجماد در این دما شروع می‌شود
سیر منحنی سولیدوس 5-4-3-1 که انجماد در این نقطه پایان می‌یابد

این دیاگرام می‌تواند متعلق به آلیاژ سرب و آنتیموان باشد که البته آنتیموان یک شبه فلز است چون پیوندی بین آن کووالانسی است

بازه‌ای برای دیاگرام ترکیبی از سرب و آنتیموان را در نظر می‌گیریم حرارت می‌دهیم تا بالای Tp می‌بریم تا مذاب همگن داشته باشیم و مقداری سرد می‌کنیم برای مثال:

Pb 98% و 2% Sb را در نظر داریم تا رسیدن به دمای Tp هیچ تغییری نداریم با رسیدن به Tp انجماد با جوانه‌زنی فاز α از مذاب آغاز می‌شود و وارد منطقه‌ی ۲ فازی L و α می‌شویم در منطقه‌ی ۲ فازی L-α با پایین آمدن مذاب روی منحنی لیکوئیدوس و α روی منحنی سولیدوس تغییر می‌کند و با هم در تعادل هستند که می‌توان ترکیب هر دو را با استفاده از قانون اهرمی در هر دما بدست آورد با رسیدن به Ts انجماد پایان می‌پذیرد و در منطقه‌ی تک فازی α وارد می‌شویم در این منطقه با پایین آمدن تغییری در α نداریم و تمام 2% Sb در Pb حل شده است در ساختار میکروسکوپی هم دانه‌های α به وجود آمده است وقتی به منحنی انحلال می‌رسیم در حقیقت با پایین آمدن قابلیت انحلال Sb در Pb کاهش یافته وقتی به منحنی انحلال می‌رسیم عمل رسوب‌گذاری صورت می‌گیرد (عمل رسوب‌گذاری زمانی صورت می‌گیرد که یک کریستال مخلوط نسبت به یکی از عناصر آلیاژ که در آن اشباع شده و مقدار اضافی خود را به صورت کریستال‌های مخلوط β از خودش بیرون می‌دهد) و کریستال مخلوط β از α جدا می‌شود رسوبات β روی مرزدانه‌ها ابتدا تشکیل می‌گیرد و α در زمینه قرار می‌گیرد. در این جا چون α و β داریم می‌گوییم آلیاژ تشکیل شده است

ترکیب بعدی ترکیب نقطه‌ی ۲ را در نظر داریم Pb 88.9% و Sb 11.1% حرارت می‌دهیم مذاب همگن را به دست آوردیم
وقتی به دمای حرارت 252°C می‌رسیم انجماد آغاز می‌شود البته با تحول یوتکتیک

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

$$L\begin{pmatrix}88.9\ Pb\\ 11.1\ Sb\end{pmatrix} \xrightarrow[\text{ثابت}]{252^{\circ}C} \alpha\begin{pmatrix}3.5\%\ Sb\\ \text{بقیه}\ Pb\end{pmatrix} + \beta\begin{pmatrix}5\%\ Pb\\ 95\%\ Sb\end{pmatrix}$$

ترکیب یوتکتیک ↑ — یوتکتیک دما ↑ — یوتکتیک α ↑ — یوتکتیک β ↑

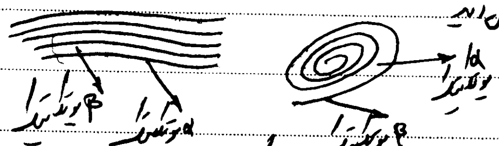
در تحول یوتکتیک چون در حال دما ثابت است انجماد آغاز می‌شود این در حالی است که روی منحنی در دمای حرارت نقطه‌ی یوتکتیک داریم در صورتی که در ترکیبات دیگر ما فاصله‌ی انجماد داریم یعنی در تحول یوتکتیک فاز مذاب جا را تماماً به فازهای α و β تبدیل می‌شود تا زمانی که تمام فاز مذاب از بین برود

$F+r=m+1$

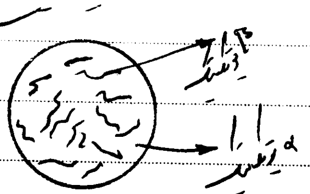
قبل از تحول	حین تحول	بعد از تحول
فاز L	فازهای L, α, β	فازهای α, β
F=2	F=0	F=1

موسسه مواد شریف

α و β یوتکتیک‌ها برحسب نوع یوتکتیک‌ها کاملاً متفاوت هستند. در بعضی از حالات که دو فاز A و B (α و β) از نظر حجمی تقریباً مساوی تشکیل شده هم هستند، نقطه‌ی ذوبشان نزدیک و درصد نقطه یوتکتیک به ۵۰ نزدیک و 50-150 یک یوتکتیک نرمال داریم که دو فاز α و β به صورت نواری (۲ خط موازی یا حلزونی) با هم رشد می‌کنند یعنی این تیغه‌های α و β از فاز مذاب همزمان به وجود می‌آید



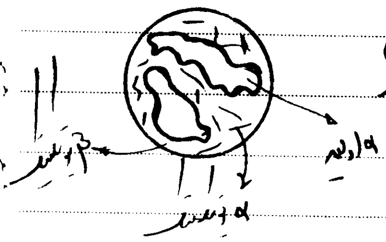
در غیر این حالت یوتکتیک غیرنرمال ایجاد می‌شود که یکی روی دیگری رشد می‌کند در حقیقت یکی درون دیگری واقع می‌شود
در حقیقت β روی زمینه‌ی α جدا می‌شود



در هر دو حالت یوتکتیک ما با لایه‌های مجزا سروکار داریم
با کاهش درجه حرارت α روی سطح α و β روی سطح β ته‌نشین می‌کند
بعد از اینکه در نظر فازها روی ساختار یوتکتیکی تغییر کند ۲ فاز α و β هم تبادل ترکیبی دارند و α و β به ترتیب Sb و Pb اضافی خود را با هم مبادله می‌کنند (از اصل دیفیوژن در این تبادل ترکیبی استفاده می‌شود)

ترکیبات سمت چپ نقطه‌ی یوتکتیک را ترکیبات ما قبل یوتکتیک و ترکیبات سمت راست را ترکیبات ما بعد یوتکتیک گویند

در ترکیبات ما قبل یوتکتیک مثلاً ترکیب ۸٪ Sb و ۹۲٪ Pb را هم حرارت می‌دهیم تا بالای درجه حرارت T_L تا فاز همگن صورت گیرد بعد آرام آرام سرد می‌کنیم تا در دمای T_L انجماد با تشکیل فاز α آغاز شود. فازی که از مذاب ایجاد می‌شود فاز اولیه گویند معمولاً فاز اولیه به صورت دندریتی تشکیل می‌شود چون سرمای کافی برای انجماد داریم. در منطقه‌ی ۲ فازی α و L به علت انجماد α و تشکیل α حوالی مذاب ... و سرعت انجماد کم می‌شود (علت شکل‌گیری در نمودار درجه حرارت - زمان) تا رسیدن به دمای T_S که در اینجا با دمای تحول یوتکتیک مساوی است و از این به بعد اطراف فاز اولیه‌ی α را ۲ فاز α و β یوتکتیک فرا می‌گیرد. در این حالت هم فازهای α اولیه و α و β ی یوتکتیک با هم در تعادل هستند اما ساختار میکروسکوپی تغییر نمی‌کند و هم چنین ساختار دندریتی α اولیه



فاز اولیه معمولاً خشن‌تر است هر چه ترکیب را به نقطه‌ی یوتکتیک نزدیک‌تر کنیم α اولیه کمتر و α و β یوتکتیک بیشتر می‌شود

موسسه مواد شریف

ترکیب چقدار فازهای اولیه در حال تعادل قبل از تحول پریتکتیک

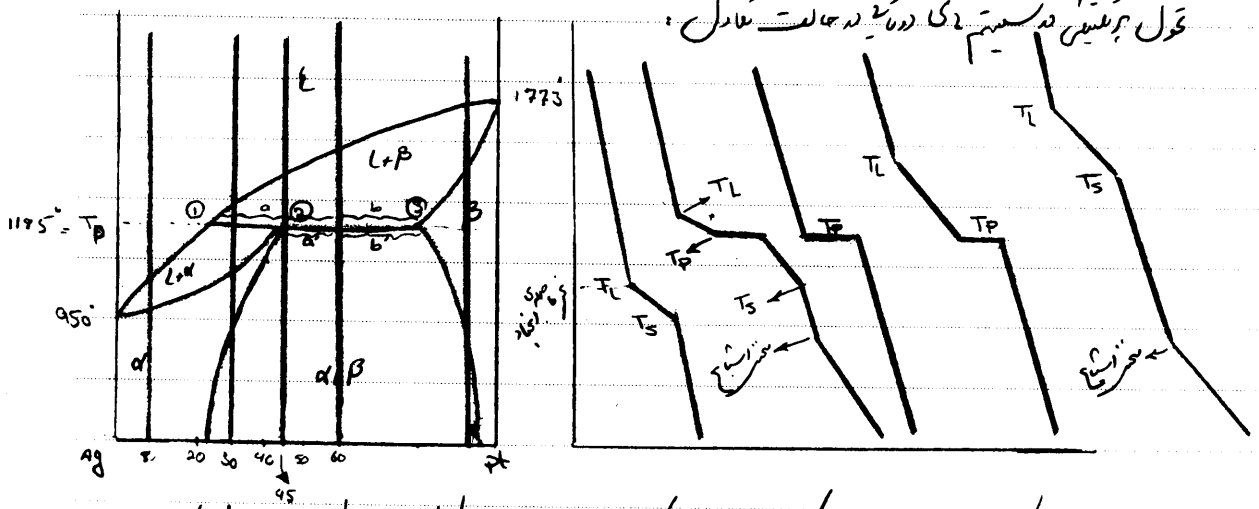
قبل از تحول $\begin{cases} a = 8 - 3.5 = 4.5 \\ b = 11.1 - 8 = 3.1 \end{cases} \longrightarrow m_{\alpha_{\text{اولیه}}} = \frac{3.1}{4.5+3.1} \times 100 = 40.79$

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

میزان α که از تحول پریتکتیک تشکیل شده $m_{\beta'_{\text{ثانویه}}} - m_{\alpha_{\text{اولیه}}} = 54.29$

جلسه‌ی هشتم ۸۳/۱۰/۸

تحول پریتکتیک در سیستم‌های دوتایی در حالت تعادل:



هر خط افقی تعلق به دیاگرام نشان دهنده‌ی یک تحول است که در این جا تحول پریتکتیک است که در آن ۲ فاز مایع و یک فاز جامد در طرفین آن خط وجود دارد

$$L(1) + \beta(3) \xrightarrow{T_p} \alpha(2)$$

فاز پریتکتیکی ← پریتکتوال

فازهای α روی هم از فازهای جامد اثر می‌گذارند و آن‌ها فاز جامد دیگری تبدیل می‌کنند

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

Ag و pt دو فلزی هستند که در مورد آن‌ها بررسی می‌کنیم که در آن‌ها ۲ فاز مایع و جامد وجود دارد

مثلاً ترکیب ۸ pt و ۹۲ Ag را در نظر می‌گیریم و حرارت را هم بالا می‌بریم تا به T_L برسد

به محض اینکه از T_L عبور کند فاز α جامد شروع به تشکیل می‌کند و فاز مایع کم می‌شود و فاز α زیاد می‌شود

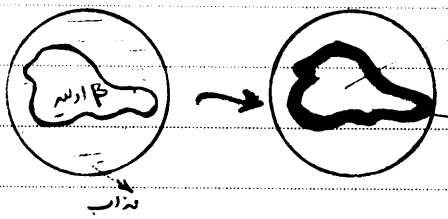
در نقطه‌ی T_p فاز α و مایع با هم واکنش می‌دهند و فاز β تشکیل می‌شود و دو فاز مایع و β باقی می‌مانند

در نقطه‌ی T_p هر سه فاز با هم تعادل دارند و فازها نمی‌توانند تغییر کنند تا دمای T_s که انجماد کامل می‌شود و α داریم

موسسه مواد شریف

برای سرباره در تعادل با یک فلز مانند Ag 90% Pb 10% که ما می‌خواهیم

و منحنی‌های سرد شدن آلیاژ را در چند غلظت مختلف رسم کنیم. در هر غلظت T_L فاز β اولیه از مذاب تشکیل می‌شود. مورد نقطه‌ای ۲ فازی β + L را می‌گوییم که با فاز مایع‌ها در تعادل است. فاز β اولیه روی محور y تغییر می‌کند. در این موقعیت در داخل بوته‌ی آزمایش جامد خیلی داریم که هم فاز β و هم فاز مذاب وجود دارد. در این جا β به صورت دندریتی تشکیل می‌شود (بعلت حالت غلبه β اولیه به صورت دندریت جوانه می‌زند) در دمای T_p که در سیستم مذاب با ترکیب نقطه P و فاز β با ترکیب نقطه‌ی P' داریم که با هم در حال تعادل هستند در دمای حرارت T_p تحول پریتکتیکی آغاز می‌شود. مذاب با بافت β تأثیر می‌گذارد و از لایه‌ای خارجی α تبدیل می‌کند. این تحول از سطح بیرونی شروع می‌شود و به طرف جسم حرکت می‌کند. بنابراین ساختاری که ما می‌بینیم چنین شکلی خواهد شد (مکانیزم دیفوزیون) در این جا اتم‌ها می‌کنند و تحول رشد کند شونده‌ای را طی می‌کنند. در این تحول با تأثیر فاز مذاب روی فاز β اولیه β به پریتکتیکی تبدیل می‌شود که فاز α پریتکتیکی در اطراف فاز اولیه تشکیل می‌گیرد



در تحول پریتکتیکی همیشه بیشتر از ۲ فاز داریم بعد در تحول پریتکتیکی نهایی یک فاز مذاب و یک فاز جامد اولیه در حالی که در تحول پریتکتیک تنها وجود یک فاز مذاب کافی بود و مذاب با ۲ فاز α و β جامد تبدیل می‌شود بنابراین در تحول پریتکتیک قبل از T_p باید جامدی وجود داشته باشد بنابراین از T_p و آغاز نهفته بسیار می‌توان نتیجه گرفت خط انتهای تحول پریتکتیکی همیشه توسط منحنی لیکویدوس سپری می‌شود

مشخصات تحول پریتکتیکی
- در ساختار نهایی سه فاز در اطراف فاز دندریتی نهفته است
- در دیاگرام خط تحول پریتکتیکی توسط منحنی لیکویدوس سپری می‌شود
- مقدار بافت نهفته در اطراف

تبدیل از تحول پریتکتیکی

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

تعیین تحول پریتکتیکی

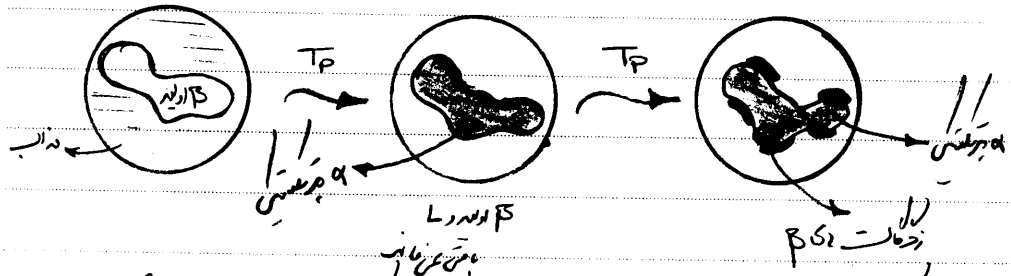
$$\begin{cases} m_\alpha = \dfrac{b'}{a'+b'} \times 100 \\ m_\beta = \dfrac{a'}{a'+b'} \times 100 \end{cases}$$

با هم تحول در دمای حرارت α و β هم تعادل برقرار می‌کنند و تعادل آنها کامل است اما این تعادل ترمیمی هست تغییراتی در ساختار کریستالی α و β ایجاد می‌کند یعنی β جدید در سطح فاز α پریتکتیکی در اطراف آن جوانه زده و جدید α و β روی هم نقش کریستالی تغییر می‌کند و این تعادل صورت می‌پذیرد

حال آخر درصد خود نقطه‌ای پریتکتیکی را داریم Ag 42% و Pb 58% حرارت می‌دهیم تا دمای T_L و آنجا سرد می‌کنیم. در دمای T_L اولین جامد با تعادل فاز β اولیه آغاز می‌شود و ما هستیم در دمای حرارت در نقطه‌ای ۲ فازی β و L. β اولیه روی منحنی لیکویدوس و L روی منحنی لیکویدوس تغییر می‌کند تا سرانجام در دمای T_p در این لحظه تمام مذاب و تمام β به پریتکتیکی تبدیل می‌شوند

موسسه مواد شریف

در تحول تا زمانی که فاز L و β وجود دارد با تحول تا فاز L و β تغییر نمی‌کند و در این مدت هیچ تغییری در ترکیب فازها ایجاد نمی‌شود. بعد از تحول پریتکتیکی α و مخلوط L و β وجود دارد که α پریتکتیکی با بخشی از β موجود در مایع در نقطه‌ی پریتکتیک Max حدت Pt در Ag انحلال یافته سپس با جدایی α پریتکتیکی با بخشی از مایع باقی‌مانده α اولیه تشکیل می‌شود و در نقطه‌ی P مخلوط L و α اولیه وجود دارد و عمل رخدادهای سیال ایجاد می‌شود و رخدادهای β روی فرزداده‌ی α پریتکتیکی شکل می‌گیرد



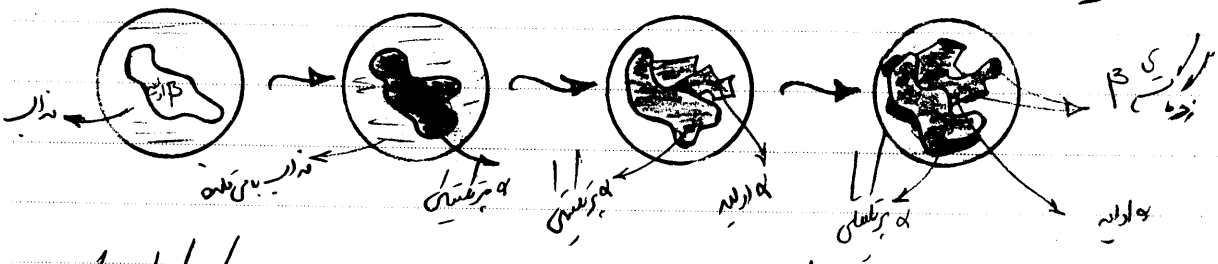
β اولیه بصورت حسن ترکیب اگر عملیات تعادلی شود بصورت دانه‌های هم‌محور و اگر به صورت تعادلی نشود بصورت دانه‌های دندریتی صورت می‌گیرد

رخدادهای β که از α جدا می‌شود و در حل‌های فشرده انرژی تشکیل می‌شود (فرزداده)

β ی باقی‌مانده از عمل پریتکتیکی همان فاز β را دارد که در وسط α باقی‌مانده است

α ی که از عمل پریتکتیک حاصل می‌شود فاز β را دارد چون از β فاز گرفته و روی آن حاصل می‌شود در صورتی که α اولیه فاز خود α را دارد

در سمت چپ پریتکتیکی Ag ٪۹۰ و Pt ٪۱۰ وارد می‌شوم تا به منحنی برسیم بعد سرد می‌کنیم تا به دمای T_L می‌رسیم با تشکیل دانه‌ی β از مذاب ایجاد آغاز می‌شود. ایجاد ادامه پیدا می‌کند تا دمای T_p در این دما L و β با هم به مقدار تعادل وجود دارند ترکیبی هستند با α تبدیل می‌شوند اما مقدار β های تبدیل شامل پریتکتیکی زیاد است و مقداری L باقی می‌ماند بعد از تحول مقدار منطقه‌ی دو فازی α و L می‌رسیم و تا β اولیه از بین می‌رود و α پریتکتیکی روی آن فرم می‌گیرد اما با کاهش دما حلالیت از L باقی‌مانده از تحول پریتکتیکی α اولیه جدا می‌شود و در سه جایگاه یک ساختار α وجود دارد α اولیه و α پریتکتیکی است تا T_S که واکنش پایانی می‌پذیرد با کاهش دما انحلال Pt در Ag کم می‌شود تا رسیدن به محلول اشباع که تشکیل‌های داخلی Max می‌رسد و رخدادهای β از آن جدا می‌شود روی فرزداده‌ی خود α تشکیل می‌گیرد



در مرحله‌ای که α اولیه از مذاب اولیه تشکیل می‌گیرد دانه‌های جدید حسن α اولیه روی سطوح α پریتکتیکی تشکیل می‌شود بنابراین می‌شود تا جدایی انرژی سطح لازم جهت جوانه‌زدن α تأمین کند

قبل از تحول فازهای α و β در تعادل هستند حسن تحول فاز α و β و L در تحول در حالت تعادل هستند و روی کاربرد F_{c0} است چون ۳ فاز در حالت تعادل است بعد از تحول در سمت نقطه‌ی پریتکتیکی فاز β اضافی باقی

موسسه مواد شریف

از طرف دیگر تقارن بلورشناسی فازها را مشخص می‌کند

تحول پرلیتیک در حقیقت سرمایه‌گذاری است چون تمام تحول پرلیتیکی به مکانیزم (الکترون‌ها) بستگی دارد و الکترون‌ها به سرما وابستگی دارد

" سیستم‌های دوتایی ترکیب‌های بین فلزی "

ترکیب‌های بین فلزی ترکیب‌هستند که در آنها هم فلز وجود دارد هم غیرفلز یعنی هم خصلت هم‌ظرفیتی دارد یک فلز با یک شبه‌فلز ترکیب بین فلزی می‌دهند ترکیب یک فلز با فلز دیگر هم این‌گونه است ولی ما بیشتر در مورد ترکیب بین فلزی در این است که خصوصیات و خواص بین فلزی‌ها بین سرامیک‌ها و فلزات 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 شبکه‌ها هستند در ساختار بلوری شبکه‌ها نظم می‌بینیم که عامل تردد شبکه بودن آنهاست چون فازهای تیز مرکز تنش می‌شود داده‌های سختی بالا است و استحکام در مقابل سایش بالا چون پیوندی هستند بین بین فلزی هم از نوع کوالانسی است هم فلزی، و از طرفیت‌ها می‌توان شیمی‌ای تعریف کرد، داده‌های ساختمان پیچیده هستند و همین طور شبکه‌های تریستالی پیچیده و متفاوت از عناصر سازنده

مثلاً Mg_2Pb ساختمان Mg_2Pb هگزاگونال و ساختمان سه FCC است در حالی که ساختمان Mg_2Pb شبیه شبکه‌ی سه بسته شده است در واحد آن ۸ اتم Mg شکل گرفته

AlSb که Al به صورت FCC و Sb هم به صورت جورچین است و در AlSb مثل شبکه‌ی Al باز شده است که ۴ اتم Sb در آن قرار گرفته شبیه یک هم مثلث

SbSn که Sb به صورت جورچین و Sn به صورت تتراگونال است این شبیه SbSn به صورت سه‌ای NaCl است

تنها ساختمان نوع استرکتورها ترکیبات بین فلزی منظم بر اساس ساختمان پروسکایت می‌باشد

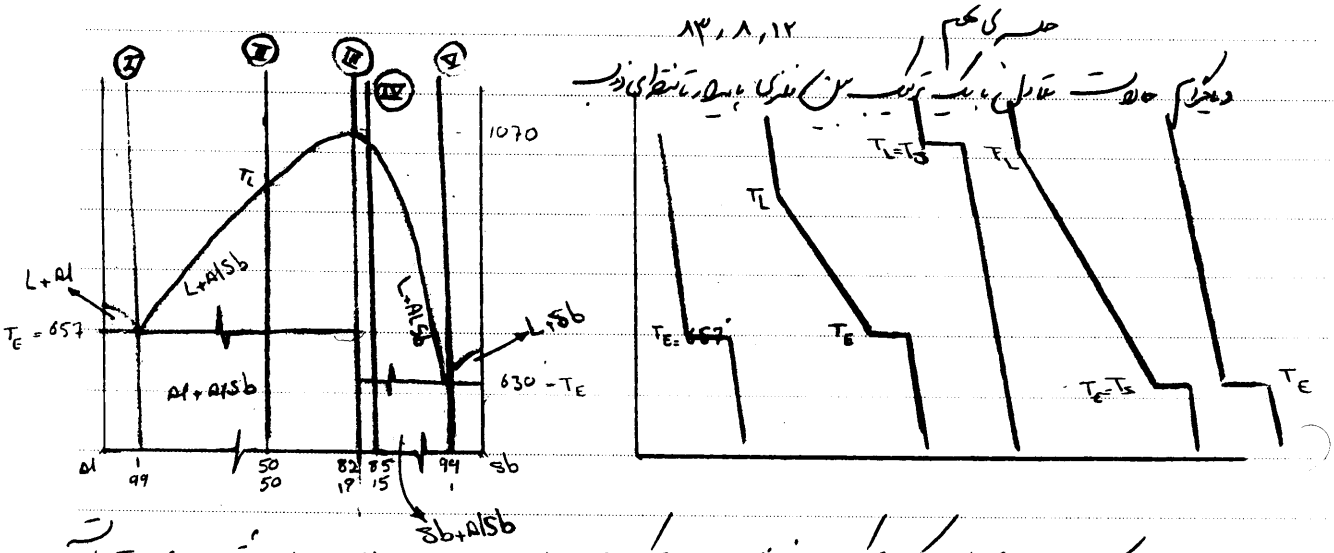
اهمیت ترکیبات بین فلزی در آلیاژهای عیر آهنی خیلی زیاد است. مثل فولادها و کربن دار کنترل و به صورت Fe_3C، NC، NbC است به صورت FeCr یا FeV در داخل فولاد فولادهای مقاوم حرارتی است و می‌کند چون فازهای تیز و شکننده‌ای هستند به شبیه ترک (crack) عمل می‌کند و صدمه در خنثی پیش از سختار جدا شده می‌شود

هر چه ترکیب پیچیده‌تر و بیشتر باشد رجحان پیوندی جهت‌دار بیشتر و کوالانسی باشد اختلاف خواص ترکیبات بین فلزی از عناصر سازنده آنها بیشتر می‌شود

هر ۱۰ درجه‌ای ترکیب بین فلزی داشتیم خطی محدود هر یک خاصیت وجود دارد

موسسه مواد شریف

۸۳/۸/۱۲

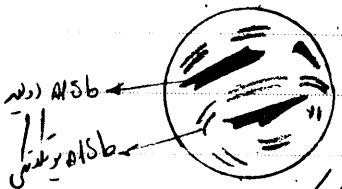


بحث بررسی دیاگرام جهت تعادل یک ترکیب بین فلزی با پیوند ترکیبات مختلف از Al و Sb و برداشته با نمای T_L حرارت ی دهیم و بعد آنها سرد می‌نیم و تحولات آن را بررسی می‌کنیم مثل شکل I ۱/Sb ، ۹۹/Al کدام ترکیب از نقطه‌ای یوتکتیک محسوب می‌کند دقت نداریم حتی ترکیب را سرد می‌نیم تا رسیدن به دمای T_E هیچ تغییری در ترکیب روی نمی‌دهد این در دمای T_E در پیوندی یوتکتیک شرکت کرده و از فاز مادر دو فاز ۲ فاز Al و AlSb ایجاد می‌شود

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

بنابراین حالت در سه حتماً با فقط ۲ فاز Al و AlSb یوتکتیکی وجود دارد

اگر ترکیب II ، Al ۱/۵۰ و Sb ۱/۵۰ برداریم و از حالت مذاب همین شروع به خنک کردن کنیم تا رسیدن به دمای T_L ابتدا با ایجاد شدن فاز AlSb آغاز می‌شود. در نقطه‌ای ۲ فاز AlSb و L با سرد کردن طی تانون اهرم ۲ دما استفاده از این دو جزء حتماً AlSb اولیه که از مذاب به بیرون می‌آید زیاد ترکیب L و AlSb به ترکیب روی منحنی لیکویدوس و خط عمودی محور غلظت تغییر می‌کند با رسیدن به دمای T_E چون ترکیب فاز L یوتکتیک است L باقی مانده به Al و AlSb یوتکتیک تبدیل می‌شود در این ترکیب در سه حتماً میکروسکوپی فاز دو نوع AlSb داریم یکی AlSb اولیه دیگری AlSb یوتکتیکی. هیچ فازی اولیه جنس ترکیبات



که از نقطه یوتکتیک چین دور سوم حتماً AlSb اولیه و L مانده تانون اهرم ۲ به بیرون می‌آید در نتیجه حتماً L باقی نمی‌ماند و در نتیجه فازهای یوتکتیکی که ایجاد می‌شود چنین است. آخر فاز AlSb یوتکتیکی با روی فاز AlSb اولیه را سرنگ به سرنگ کردن کند در سه حتماً نقطه فاز AlSb یوتکتیک وجود ندارد اگر تا سطح AlSb اولیه، AlSb یوتکتیک پوشانده شود فاز AlSb اولیه‌ای فازی که در آن می‌رود و با AlSb یوتکتیک تغییر نمی‌یافته داریم

حال اگر ترکیب خط III AlSb را مورد بررسی قرار دهیم در حالت مذاب تا رسیدن به T_L هیچ تغییری در آن نمی‌کند در دمای T_L تعادل با تشکیل AlSb آغاز و پایان می‌پذیرد تا رسیدن به دمای حرارت محیط هیچ تغییری در آن نمی‌کند و ماده محدوده دو حرارت زیاد که نقطه‌ای توقف در دمای 1070° داریم اگر AlSb را با همین ترکیب برداریم و حرارت دهیم هیچ تغییری در آن نمی‌بینیم تا رسیدن به دمای نزدیک 1070° اول نقطه در بالای این دو حرارت زیاد نگه داریم Al و Sb تجزیه می‌شود

Etude Graphic

موسسه مواد شریف

بررسی ترکیب IV نقاط همگن تا رسیدن دمای T_L به دمای T_L به صورت خودی بیشتر شده و دمای T_L به صورت ناگهانی AlSb فاز ایجاد آغاز می‌شود و مقدار نقطه‌ای آغازی AlSb و L می‌رسیم به حرارت ترکیب L روی منحنی لیکویدوس تغییر می‌کند و مقدار درصد AlSb و L با توجه به قانون 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 شدن آزمایشگاهی AlSb اولیه داریم هم AlSb یوتکتیک

در ترکیب I هیچ تحولی نداریم و نقطه‌ای یوتکتیک است و نزدیک بیشتر تحول شروع شده AlSb و Sb

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

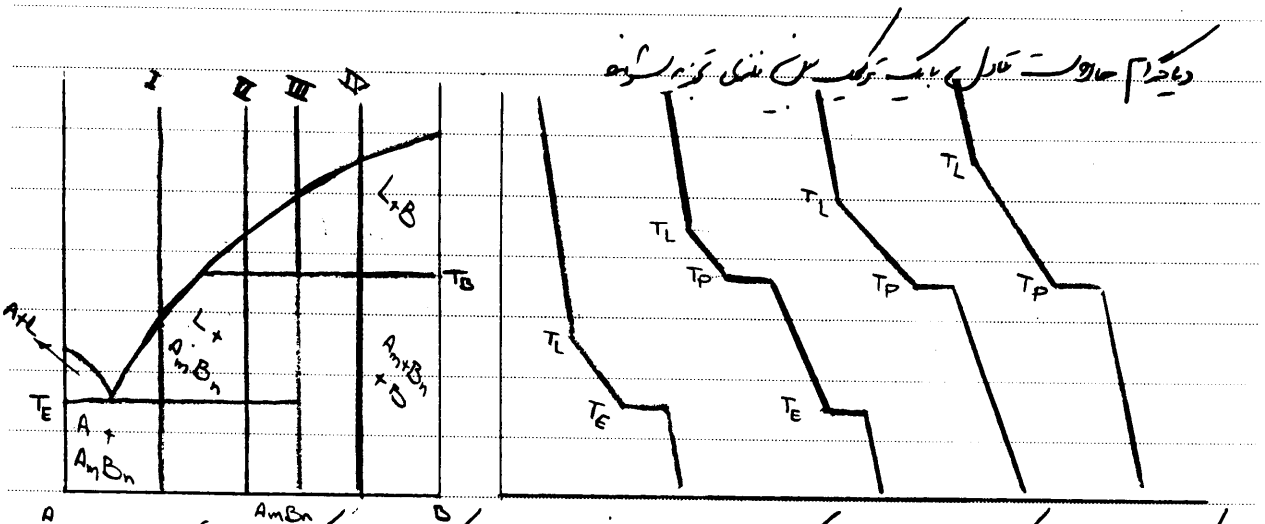
یوتکتیک ریزی ایجاد می‌شود

همانطور که می‌شود با ایجاد ترکیب بین فلزی AlSb از Al و Sb ساختاری کاملاً متفاوت با خواص متفاوت ایجاد می‌شود

همه‌ی سیال AlSb ترد و شکننده است در صورتی که Al و Sb خالص مطلوب شکل‌پذیر و نرم و قابل انعطاف است

AlSb، Sb، Al ی ما در این دیاگرام هیچ خاصیتی ندارند و کریستال مخلوط ایجاد می‌کنند که کریستال مخلوط در دیاگرام حالت قابل داشته باشیم به منطقه‌ی حالت ثانویه یا منطقه‌ی محدود محلول جامد گفته می‌شود باشیم، کریستال مخلوط در صورت ترکیب A و B در شکل کریستال مخلوط بین فلزی می‌توانند جانشین شوند این عمل وقتی صورت می‌گیرد که شبکه‌ی کریستالی با تحمل تنش‌های داخلی ایجاد شده از طرف اتم‌های جانشین مقاومت نشان دهد و حاضر باشد که در این صورت کریستال مخلوط تشکیل می‌شود این کریستال مخلوط تا حدی این تغییر را تحمل می‌نماید که تراکم تحمل تنش را داشته باشد و در اثر این تنش‌ها تغییر نکند

دیاگرام حالت تعادل یک ترکیب بین فلزی تجزیه شونده

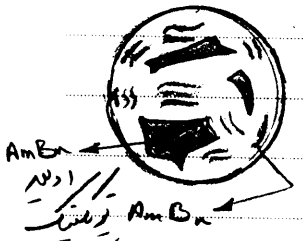


در ترکیبات بین فلزی که تجزیه شونده هستند یک خط عمود در محدوده‌ی غلظت وجود دارد که از دمای خط تشکیل شده است دمای تحول یوتکتیکی که در این ده تجزیه می‌شود (نقطه‌ی تحول یوتکتیکی در دیاگرام این است که خط افقی تحول یوتکتیکی توسط منحنی لیکویدوس قطع می‌شود چون در تحول یک فاز جامد با یک فاز مذاب دیاگرام و ایجاد به آغاز شده است)

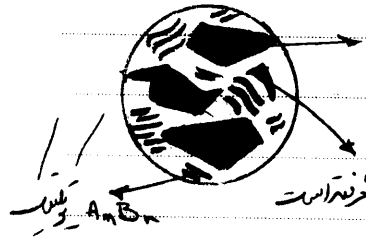
دیاگرام ما با بررسی ترکیبات I، II، III، IV بررسی می‌کنیم در ترکیب I تا رسیدن T_L تحولی نداریم در T_L ایجاد و جدا شدن فاز A_mB_n آغاز می‌شود با حرکت دما ترکیب L روی منحنی لیکویدوس تغییر می‌کند تا دمای T_E از مذاب باقی مانده (چون در ظرف ترکیب نقطه‌ای یوتکتیک هستیم) A و A_mB_n یوتکتیک بوجود آید

موسسه مواد شریف

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 جدایش فاز B از مذاب آغاز می‌شود با کاهش دما ترکیب B روی منحنی لیکوییدوس تغییر می‌کند با رسیدن به دمای T_P چون در سمت چپ خط پریتکتیک قرار دارد با انجام تحول پریتکتیک از مذاب L و فاز B فاز A_mB_n پریتکتیک و L باقی می‌ماند که در این جا چون A_mB_n پریتکتیکی است شکل دهنده فاز B قرار دارد در آن تشکیل می‌شود با کاهش درجه حرارت باز هم ترکیب فاز مذاب روی منحنی لیکوییدوس تغییر می‌کند و ترکیب A_mB_n ثابت است با کاهش دما ابتدا اولیه پیدا می‌کند و از مذاب فاز A_mB_n اولیه جدا می‌شود در این حالت مذاب فقط A_mB_n دارد با رسیدن به دمای T_E که چون در سمت راست خط نقطه‌ای یوتکتیک است



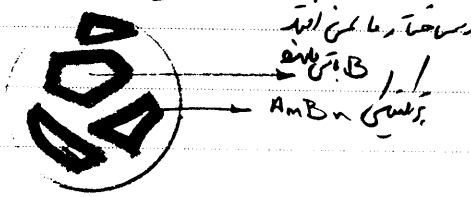
ترکیب ماقبل یوتکتیک از مذاب L فاز A و A_mB_n یوتکتیکی جدا می‌شود

بنابراین دمای ترکیب فاز A_mB_n و سرد پریتکتیکی، اولیه و یوتکتیک وجود دارد

در ترکیب III ابتدا در T_L فاز B جدا می‌شود و چون این در ابتدا در ابتدا نقطه پریتکتیک است از L و B چیزی 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 جدا نمی‌شود

و اما 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 پریتکتیک است مقداری از فاز B باقی می‌ماند و فاز A_mB_n پریتکتیکی داریم که از ترکیب 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 مذکور در حقیقت در سطح فاز A_mB_n پریتکتیکی متراکم می‌گردد از این دما تا دمای محیط انقباض زیادی در ساختار ما نمی‌افتد

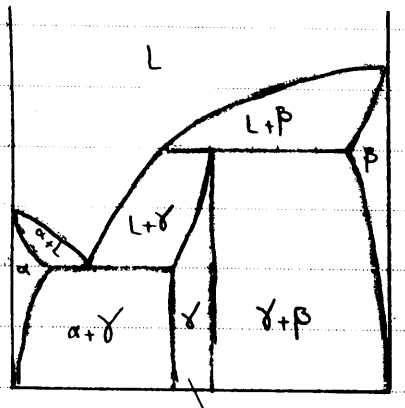


در آلیاژهای غیرآهنی تعداد زیادی ترکیب بین فلزی داریم که اهمیت بسیار هستند و کاهش بسیار نصر

فولاد فلزی فاز که در آلیاژ داریم و آهن نرم می‌گیرد این آلیاژ جزء قسمت α غیر قابل استفاده می‌کند

وجود کروم در آلیاژ باعث می‌شود روی آن لایه‌ای بسیار نازک خوردگی هیدرو تولن مقاوم می‌کند و به اصطلاح تقدیر می‌شود فولاد زنگ نزن یا stainless steel اما اگر این آلیاژ در دمای بالا بماند احتمال دارد کربن با آهن و کروم ترکیب بین فلزی ایجاد شود و آلیاژ سخت و غیر استنلس شود

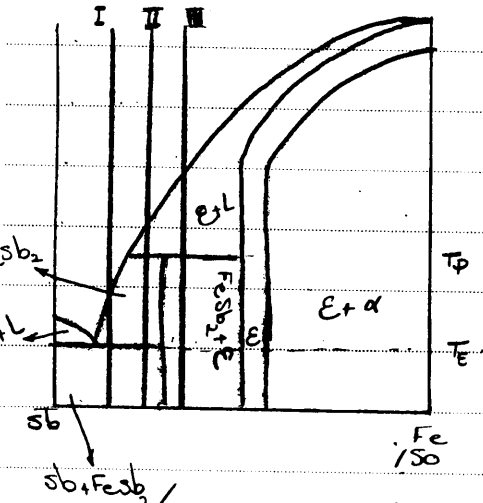
فاز‌های یوتکتیک خواص بین فاز است و T_E کمتر از سایر نقاط ایجاد است



ترکیب بین فلزی فلزی به اجزای تشکیل دهنده‌اش تشکیل کریستال مخلوط داده

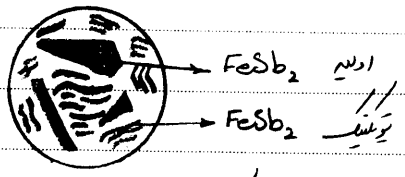
Etude Graphic

موسسه مواد شریف



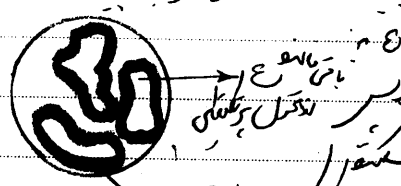
در دیاگرام سیستم تعادلی ۲ فاز Sb-Fe با یک محور عمود بر محور غلظت ظرایم یک خط عمودی بر بعضی غلظت داریم و این نمایش می دهد که در فاز Fe و Sb ۲ ترکیب بین فلزی می دهند که محور عمود بر محور غلظت توسط خط ترکیب تقاطع می شود سر یک ترکیب بین فلزی تجزیه شونده یا در صورتی که منطقه ای بر محور غلظت تا دمای حرارت نقطه ای ذوب کشیده شده است که به حرارت کریستال مخلوط بین فلزی است اگر ترکیب $FeSb_2$ را داشته باشیم حرارت بدهیم در دمای حرارت Tp تجزیه می شود به مذاب + ε

در ترکیب I از مذاب همین در دمای T_L فاز $FeSb_2$ جدا می شود در منطقه ای ۲ فازی ε و $FeSb_2$ ترکیب L روی بعضی لیکوییدوس تغییر می کند اما چون در مایع پوتکتیک هنوز دارد با رسیدن به T_E مقداری $FeSb_2$ اولیه وجود دارد و از L باقی در دمای ثابت T_E پوتکتیک $FeSb_2$ و Sb حاصل می شود



در ترکیب II از مذاب در دمای T_L با جدا شدن ε ایجاد آغاز می شود در منطقه ای دو فازی ε و L با خنک شدن مقدار دو فاز ε و L بیشتر با توجه به این دو حرارت تغییر می کند تا دمای T_P که چون این ترکیب در سمت چپ نقطه پریتکتیک است طبق قانون تحول پریتکتیکی و تبدیل ε و L در دمای ثابت ترکیب بین فلزی $FeSb_2$ مقدار مذاب باقی می ماند و طبق یک منطقه ای ۲ فازی $FeSb_2$ و L می شویم که در این منطقه ای ۲ فاز نیز ترکیب L روی بعضی لیکوییدوس تغییر می کند و مقدار L و $FeSb_2$ با توجه به این دو حرارت دیاگرام به طرف سمت آمده تا دمای T_E که L باقی مانده از تحول پوتکتیک شرکت کرده و $FeSb_2$ و Sb پوتکتیک حاصل می شود در ساختار میکروسکوپی این ترکیب با فاز $FeSb_2$ ۳۰٪ حالت پریتکتیکی که در آن ε وجود دارد، اولیه که در ناحیه ای بین T_P و T_E از مذاب تشکیل می گیرد و حین تبرید در بین حالت پوتکتیکی که در دمای T_E تشکیل می گیرد

در ترکیب III از انعقاد در دمای T_L با جدا شدن ε آغاز می شود و در دمای پریتکتیکی از ε و L فاز $FeSb_2$ پریتکتیکی ایجاد می شود و چون در سمت چپ نقطه پریتکتیک است طبق قانون تحول پریتکتیکی با کاهش حرارت مقدار فاز $FeSb_2$ پریتکتیکی که روی ε تشکیل گردیده است باقی می ماند در این آنالیز فاز پریتکتیکی یک ترکیب بین فلزی است که فرم کریستالی آن مشابه فاز $FeSb_2$ است چون ε با توجه به این که ترکیب بین فلزی تجزیه شونده است یعنی قابلیت تحول و تشکیل مقدار کمی از کریستال مخلوط دارد با توجه به این که ترکیب بین فلزی خالص تجزیه و تشکیل شده است و استحکام فلز را کم تا بین می آورد



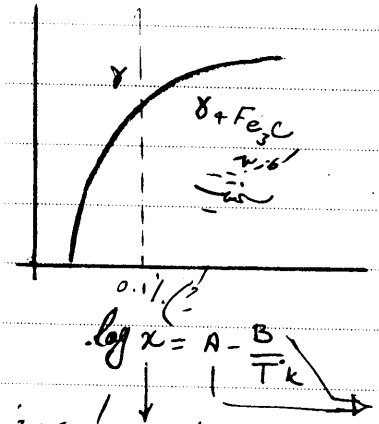
موسسه مواد شریف

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

تغییر قابلیت انحلال با درجه حرارت:

وقتی کریستال مخلوط با حلالیت محدود را در حقیقت یک فازی در نظر بگیریم تغییر انحلال فازها با یک معنی است که در اثر تغییر درجه قابلیت انحلال بیشتر یا کمتر می شود

منحنی تغییر انحلال را در کنار دیاگرام می توانید بکشید اعداد را در کنار دیاگرام بکشید حتماً منحنی حلالیت کناری را نیز دارید



ثابت تجربی

درصد عنصر حل شونده در کریستال مخلوط

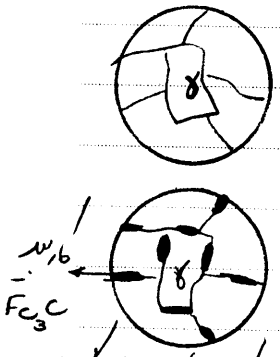
علت اینکه با افزایش درجه حرارت قابلیت انحلال افزایش می یابد این است که با افزایش درجه حرارت نوسان های اتم ها در اطراف محل های خود بر اثر افزایش درجه حرارت افزایش می یابد، ابعاد شبکه کریستالی تغییر می کند و در نتیجه اتم های بیگانه، در درجه حرارت های بالا سهل تر وارد شبکه می شوند

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

عملیات حرارتی سخت کردن توسط مارتنزیت (بحث رسوب)

وقتی آلیاژ را با درجه حرارت آستنیتی می بریم وقتی آستنیت تشکیل می شود در حقیقت قابلیت انحلال آهن های کربن کم محلول و مقدار اضافی کربن که در آهن نمی تواند حل شود در حدت

کربنها از آهن جدا می شود. کربنها های کاربید ابتدا روی مرزدانه ها را کربن زیاد می شود روی خود دانه ها شروع به رشد می کنند. اگر در آلیاژ کربن آهن ما عناصر دیگری مثل کروم داشته باشیم وجود داشته باشند کربنهای کاربید هم می توانند با کریستال مخلوط که



کریستال مخلوط تشکیل دهد هم می توانند با این عناصر تشکیل کریستال مخلوط بدهد که به این کاربید کاربید مخصوص می گویند

اتم کربن نسبت به اتم آهن خیلی ریز است و با سرعت بیشتر از سرعت تعادلی سرد کنیم چون باعث ایجاد رسوبات می شود مکانیزم دیفوزیون است و دیفوزیون با سرعت و سرعت سرد کردن تشکیل دارد و اگر غیر تعادلی سرد کنیم اتم کربن فرصت دیفوزیون پیدا نمی کند و از دست می دهند رسوبات های کاربید تشکیل می شود و کربن اضافی همچنان در کریستال مخلوط که در آنجا جای می ماند و لایه نوق اشباع را ایجاد می کند. کریستال مخلوط فوق اشباع کریستال هایی هستند که با سرعت بیشتر از سرعت تعادل سرد شده اند در نتیجه درصد کربن بیشتر است. در کریستال های فوق اشباع تنش ایجاد می شود بیشتر است در نتیجه استحکام بالاتر و انعطاف پذیری کمتر است

این عملیات حرارتی یکی از مهمترین عملیات است که ما توانیم با آن خواص مکانیکی آلیاژ را تغییر دهیم و بسیار خواص دلخواه را در آلیاژ ایجاد کنیم

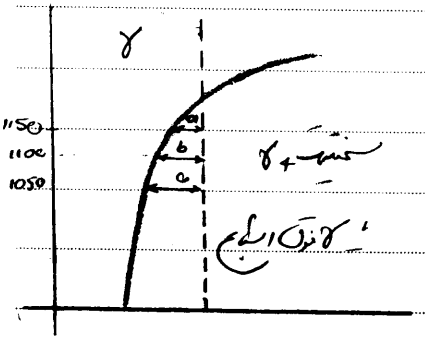
موسسه مواد شریف

جلسه دهم ۸۳،۸،۱۷

سختی کریستال فوق اشباع بیشتر است چون در اثر عدم تعادلی سریعتر تنش‌های درونی بیشتر است و در نتیجه تعادل جسم و آماده‌تر برای تغییر است. یک کریستال مخلوط 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 وجود دیفوزیون بستگی به درجه حرارت و زمان دارد. پس اگر کریستال مخلوط فوق اشباع را در دمای کمتر درجه حرارت بالایی نگه داریم دیفوزیون صورت نمی‌گیرد دوباره آغاز می‌شود و کربن اضافی به صورت کاربید (سمنتیت) از کریستال مخلوط جدا می‌شود. درجه حرارت و زمانی که این جریان ایجاد می‌کند تا کریستال مخلوط فوق اشباع به حالت اشباع برسد برای آلیاژهای مختلف متفاوت است.

برای جدا شدن کربن اضافی از کریستال مخلوط لازم است که انتشار حرارتی فاز سمنتیت در حالت جامد شکل گیرد. مناسب‌ترین محل برای شکل گرفتن حرارتی روی مرزدانه‌ها و عیوب ری‌شبکه‌ای است. سمنتیت که از مخلوط فوق اشباع جدا می‌شود دسته‌ی از محققان سمنتیت ثانوی می‌گویند یا فاز دوم سمنتیت می‌گویند. فاز دوم در حقیقت ترکیبات آهن است که از کریستال مخلوط جدا می‌شود و تفاوت اینها در فرمول آهن است فاز دوم همین ظریف‌تر از ترکیبات است.

هرچه کریستال فوق اشباع باشد درجه حرارت بیشتری برای شروع پاسخ می‌دهد و سریعتر مقدار بیشتر کربن اضافی از خود جدا می‌کند و فاز دوم به دانه‌های ترکیب درشت‌تر تبدیل می‌شود. بیشترین سرعت برای درجه حرارت‌های ۱۱۵۰، ۱۱۰۰، ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد ترتیب با اعمال عملیات سختی و سرد شدن حرارات طول کریستال مخلوط فوق اشباع مقدارهای a، b، c اضافه‌تر از خود جدا می‌کند فاز دوم سمنتیت آزاد می‌کند در دمای 1150° مقدار a از همه بیشتر است فاز دوم نقطه‌ای مرزدانه تشکیل می‌دهد اما در 1100 درجه و 1050° مقدار b، c بیشتر است مقدار فاز دوم سمنتیت بیشتر شده و جوانه‌های بعدی روی خود فاز اولی جدا می‌شود می‌شود یعنی در دمای 1100 و 1050 درجه فاز اولی سمنتیت دومی روی خود فاز اولی جدا می‌کند علت تأخیر در تشکیل بعدی جوانه‌ها روی خود جوانه‌ها نسبت به روی مرزدانه‌ها فاز دوم تمایل بیشتری برای تشکیل روی مرزدانه‌ها از فاز دوم روی خود فاز اولی جدا می‌شود بنابراین ترکیب فاز دوم روی مرزدانه‌ها درشت‌تر است.

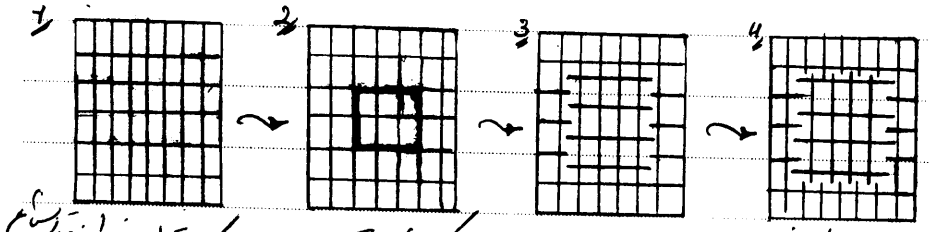


حرکت یا جابجایی اتم‌ها بستگی به حجم بزرگی دارد که در حجم خاص حرکت می‌کند از حرکت آنها تبعیت می‌کند ایجاد می‌شود. فاز دوم حجمی آن بیشتر است و زیاد می‌کنیم یعنی استحکام بالاتر می‌رود هرچه مقدار تعداد بیشتری از این ناخالصی‌ها توسط فاز دوم یا جوانه‌ها گرفته شود استحکام بالاتر است درشت سختی بیشتر است

موسسه مواد شریف

به طور خلاصه : در مورد عملیات اتحاد می‌گوییم که از تغییر تابعیت (انتقال آنیون) کریستال مخلوط (سنت) درجه حرارت استفاده می‌کند. حوزه‌ی بالا و پایین سمتی. شرط لازم این است که دو یون از انواع مختلف وجود داشته باشند. در عملیات حرارتی تغییر ساختمان سطوح سکوی هم داریم گاهی در مقطع نرم نیتریدی (نیتروناتریتیک) گاهی در مقطع سخت نیتریدی (سختی رسوبی)

در نیتریدهای فازدوم در چه صورت می‌پرسد هرچه قدر تعداد جوانه‌ها زیادتر باشد ساختار ظریف‌تری می‌شود



1 دمای حرارت این دیاگرام در ناحیه‌ای است که از خط ترکیب تعادلی فازدوم بالاتر است و سیستم با یک محلول جامد همگن یا تک فاز است. در این حالت نیتریدهای کوئرنتی گویند که حالت ناتعادلی است

2 تا اندازه‌ای کوئرنتی : اول آن سطوحی که از کریستال در سطوح جدا است سریع می‌تواند نیتریدهای از نیتریدهای خود را در طرف دیگر متصل هستند. این حالت هم غیرتعادلی است در این حالت با اولین سختی وجود دارد

3 فازدوم در حالت تعادلی سه غیرکوئرنتی عام سطوح نیتریدهای فازدوم سیمه‌ای به کریستال خود شکل دارد

در کریستال ای مخلوط فوق اشباع تنش‌های داخلی خیلی زیاد است در نتیجه جوانه‌های تشکیل جوانه بوجود خزنی آیا؟ وجود می‌آید و سطح کریستال در حالت کوئرنت می‌شود

نابجایی‌ها در نیتریدهای کریستال مانع برای حرکت نابجایی‌ها هستند در حرکت نابجایی تغییر مرز لازم است تشکیل می‌شود و هر مانعی در حرکت آن می‌تواند این حرکت را سخت کند این موانع می‌توانند عوامل فیزیکی باشند دوم نیتریدهای تنشی در 4 هم مانع فیزیکی وجود دارد چون ساختار از یک جهت نیتریدها است هم نیتریدهای تنشی اما در 3 کاملا نیتریدها مانع فیزیکی فازدوم و نیتریدهای تنشی وزاد نیتریدها است در حالت 4 و نیز مانع نیتریدهای تنشی وزادیم

علت اینکه فازدوم ظریف‌تر از رسوبات دانه‌ها است عبارت است از اینکه فازدوم بصورت کوئرنتی به سازگی انجام می‌شود و بنابراین هرچه‌ی سطحی نیتریدها در نتیجه تعداد دانه‌ها بیشتر ← تعداد دانه‌ها بیشتر ← ساختار ظریف‌تر ← استحکام بالاتر

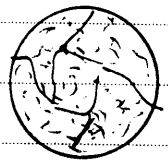
موسسه مواد شریف

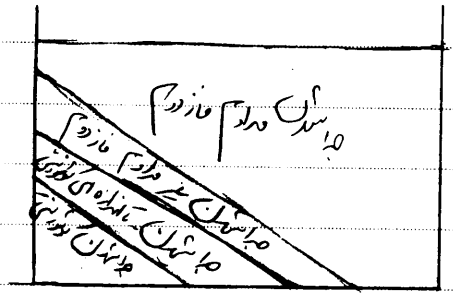
سختی رسوبی به ۲ صورت انجام می شود: سختی رسوبی گرم، سختی رسوبی سرد. این تقسیم بندی بستگی به دمای تبلور مجدد دارد.

اگر دمای حرارت محیط در حد ذوب فلز باشد سختی رسوبی به صورت کوئنچ است مثلاً Al و Cu (۱۴) محلول فوق اشباع Al - Cu به آرامی سخت نمی شود بدون اینکه حرارتی اعمال شود ماژورم به صورت کوئنچ است در این حالت سختی رسوبی سرد انجام می شود.

اگر دمای سختی رسوبی گرم باشد حتماً باید سخت شونده انتخابی (خوب) باشد دمای بالا می رود تا ماژورم از انحلال خارج شود.

بهترین سیکل عملیات حرارتی سیکلی است که دمای حرارت همین زیر بحرانی باشد زمان تقریبی بالاترین سختی ۱۰ ساعت باشد در همین حالت وقتی دمای حرارت و زمان را بالا می بریم به سمتی می رود و ماژورم انجام می شود و ماژورت خارج می شود و به این ترتیب سختی کم می شود و به حالت اولیه برمی گردد. تشکیل ماژورم بستگی به دما و زمان دارد هر چه دما بیشتر باشد زمان کمتر می شود و هر چه دما کمتر باشد زمان بیشتر می شود.

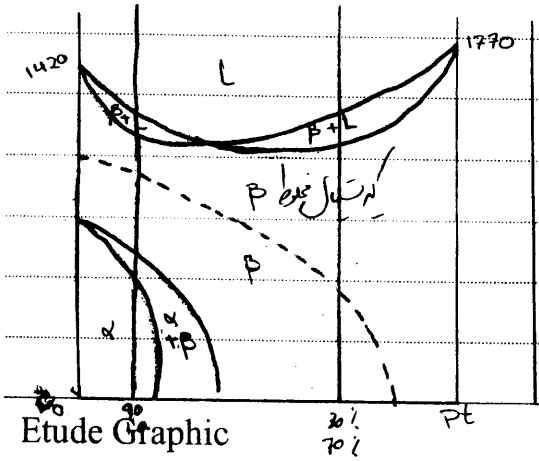


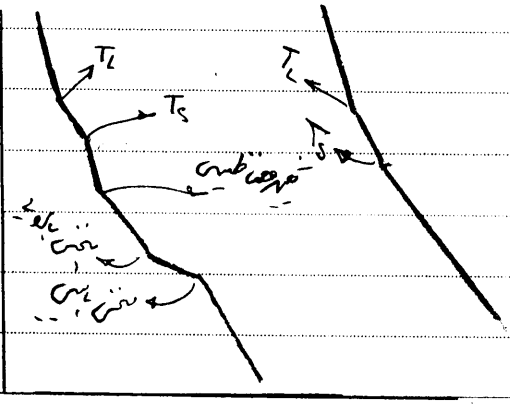


جلسه یازدهم ۹۳/۸/۱۹

آلوتروپی در سیستم آهن و دمای حالات تعادل

در بعضی از فلزات در دمای حرارت مشخص تغییر ساختار کریستالی رخ می دهد که این حالات آلوتروپ نامیده می شوند مثل آهن که تا 420 ساختار BCC دارد از 420 تا 1420 ساختار HCP دارد و از 1420 به بعد ساختار FCC دارد.





Etude Graphic

موسسه مواد شریف

دراین دیاگرام کلیه ۱ پلاتین کلیه دارای ۲ حالت آلوتروپی است درصد دمایی که پلاتین حالت آلوتروپی خود را از BCC به FCC تغییر می‌دهد. در دیاگرام کبالت و پلاتین نیز وجود می‌آید و ۲ حالت کریستال خطوط β و α ایجاد می‌شود که β دارای ساختار FCC است و α که دارای ساختار HCP است. در دیاگرام سمت چپ کبالت. پلاتین و هوبتن در حالت جامد تشکیل کریستال خطوط می‌دهد از آنجایی که دو عنصر سوپرپوزیشن دارای تفاوت کریستال خطوط داریم

مثال ترسیم ۱ ، Co ٪۹۰ و pt ٪۱۰ مورد نظر داریم از نقطه هشت به سرد کنیم کلیه ابتدا به سیال با T_1 فاز β ایجاد و ایجاد می‌شود با کاهش دما حرارت فاز β زیاد می‌شود سپس دما فاز α زیاد می‌شود تا دمای T_S ایجاد پایان می‌یابد. در نقطه‌ی تک فازی β باقی می‌ماند از T_+ (تقاطع با خط ضلع) به دلیل انتقال ساختار شبکه‌ی کریستالی عوض می‌شود Co عنصر مغناطیسی می‌شود اما چون تغییر شکل نظم با خط ضلع تناسب دارد می‌شود اما در عوارض دما حرارت زمان شکل ایجاد می‌شود بعد از این دو حرارت اگر باز هم سرد کردن ادامه دهیم وضع به همین منوال می‌رسیم فاز α از فاز β جدا می‌شود با کاهش دما ترکیب فاز α در نقطه‌ی انحنای فاز α و β زیاد می‌شود ترکیب فاز β زیاد می‌شود تا به تعادل برسد با پیمودن بقیه‌ی باقی فاز β از این رفته و نقطه فاز α ایجاد

این دیاگرام ۱ خط بیشتر بالا و پایین نقطه ای می‌شود بیشتر تغییر شکل کریستالی بین α و β صورت می‌گیرد

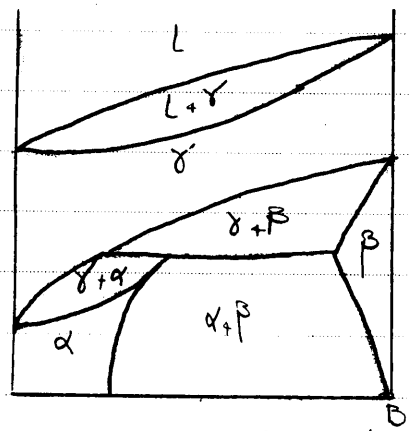
در حقیقت با ایجاد جوان فلزکاری توسط pt ۲ اتفاق روی می‌دهد یکی اینکه تبدیل آلوتروپی که زیاد صورت می‌گیرد و یک فازهای تبدیل یافته است (تفاوتی بین بیشتر بالا و پایین) دیگر اینکه چون ساختار پلاتین نیز FCC است کریستال خطوط β که دارای ساختار منظم تشکیل است گسترده می‌شود و کریستال خطوط دیگری تشکیل نمی‌شود کوچک می‌کند

جلسه‌ی دوازدهم ۸۳/۸/۲۰

تحول پریتکتوئیدی در سیستم‌های دارای حالات تعادل

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

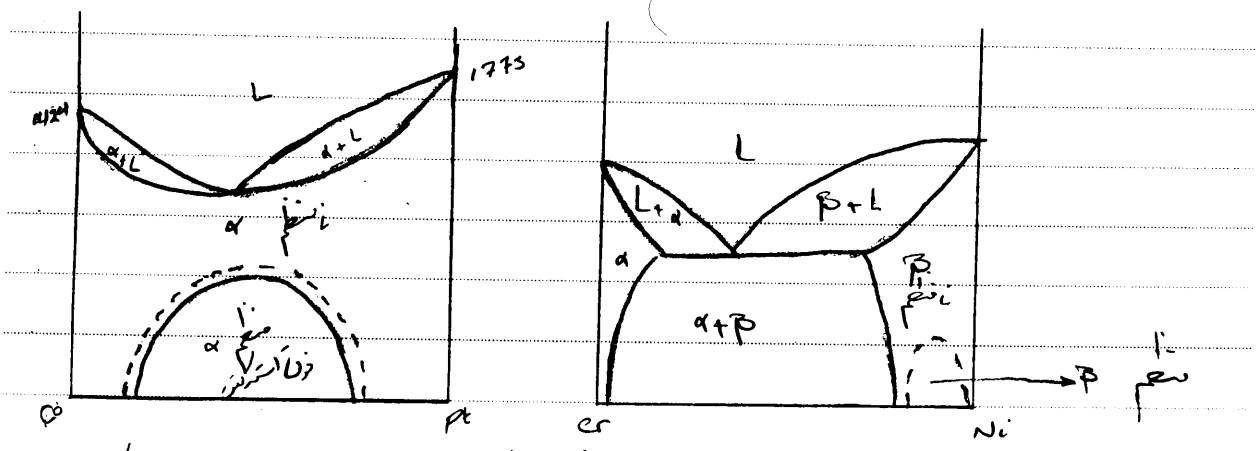
در تحول پریتکتوئیدی در حقیقت ۲ جامد فاز α و تحول پریتکتیکی فاز جامد β حرارت است در این تحول نیز فاز α روی β تاثیر گذاشته و فاز β از خارج سطح تغییر می‌کند و فاز β تبدیل می‌شود

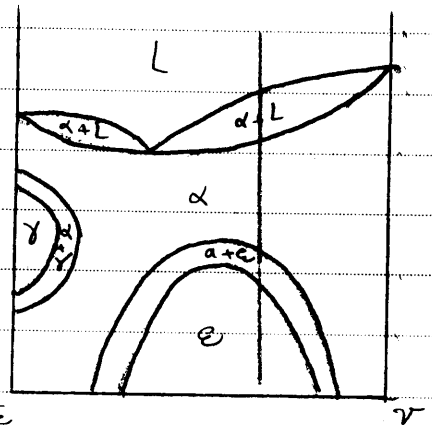


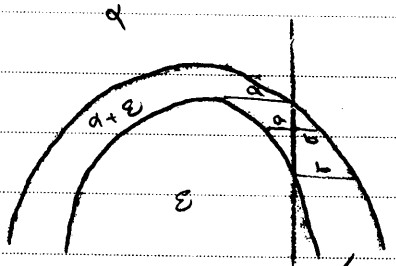
در حالت جامد می‌بینیم که ذرات می‌توانند با تغییرات کریستال خطوط داشته باشند که منظم است در قسمتی از آلیاژهای عنصری آلیاژی منظم قرار گرفته تشکیل سوپر لاتیس یا Super lattice گویند منظم شدن باعث افزایش استحکام می‌شود چون حرکت نابجایی را مشکل می‌کند. در بعضی از دیاگرام‌ها کریستال مخلوط از نامنظم به منظم تبدیل می‌شود این تبدیل چون فازهای جدید ایجاد نمی‌کند و تنها تغییر شکل حرارتی آنها عوض می‌شود

در صورت خط چین عمل می‌دهد و همچنین وجود خط چین محدوده‌ای فاز تغییر نشان می‌دهد. علاوه بر این این تبدیل و تحول ناگهانی رخ نمی‌دهد در یک بازه‌ای α نامنظم به منظم تبدیل می‌شود این تغییر توسط کمپوزیشن رسوب آنالیز توسط X ray می‌توان پارامتر شبکه را اندازه گرفت در این حالت بدون تغییر فازی به وجود آید خواص فیزیکی تغییر می‌کند

Etude Graphic
موسسه مواد شریف



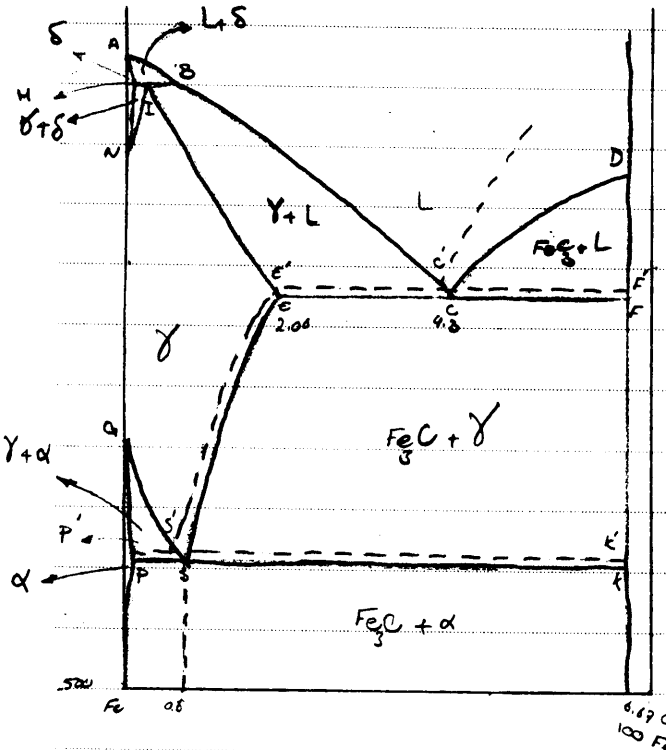




Etude Graphic

موسسه مواد شریف

دیاگرام آهن-کربن (صفحه‌ی ۱۱، ۱۳، ۱۴)



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

۱. آهن با سمنتیت (Fe_3C) دیاگرام ناپایدار آهن کربن این است که سمنتیت در دمای حدود ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد تجزیه می‌شود به آهن و کربن تجزیه می‌شود

۲. آهن گرافیت دیاگرام پایدار آهن-کربن که حاصل این دیاگرام چه می‌تواند باشد؟ (پایدار است)

در این دیاگرام ۳ تحول وجود دارد:

۱. پریتکتیکی: خط HB (حداقل دمایی که مذاب می‌تواند وجود داشته باشد)

2. یوتکتیکی: خط EF

3. پریتکتوئیدی: خط PK

آهن دارای ۳ شکل آلوتروپی است که در دمای حرارت‌های پایین هم تبدیل می‌شوند کریستال خلوص سیر فلزی آهن سمنتیت: جهت بین نشین است و چون که آلوتروپ γ که دارای ساختار FCC است دمای بین نشین بیشتری است بنابراین درجه 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 قابلیت انحلال محدود داریم باید ضمناً منطقه‌ی حلالیت فازی یعنی اسامی نیز را داشته باشیم

محدوده‌ی AHN محدوده‌ی حلالیت فازی کریستال خلوص δ است که دارای ساختار BCC است

کریستال خلوط δ در دمای پریتکتیک حداکثر تا ۰.۱ کربن را می‌تواند در خود حل کند یعنی HN یعنی اسامی کریستال خلوط δ است در صورتی که کریستال خلوط γ دارای ساختار FCC است و تا ۲.۰۶ درصد کربن را می‌تواند در خود حل کند یعنی SE یعنی اسامی کریستال خلوط آستنیت است کریستال خلوط α نیز دارای ساختار BCC است در دمای حرارت پریتکتوئیدی حداکثر ۰.۰۲ درصد در دمای حرارت حل نقطه ۷۲۳ درجه کربن را در خود می‌تواند حل کند

دیاگرام حالت متعادل را به ۲ قسمت تقسیم می‌شود ترکیباتی که در تحول پریتکتیکی شرکت می‌کنند و ترکیباتی که در تحول یوتکتیکی شرکت می‌کنند به اینجا که در تحول پریتکتیکی شرکت می‌کنند چون سمنتیت نمی‌تواند در ترکیباتی که در این تحول شرکت می‌کنند خود دسته تقسیم می‌شوند ترکیباتی که قابلیت خواص دارند و ترکیباتی که خواص ندارند

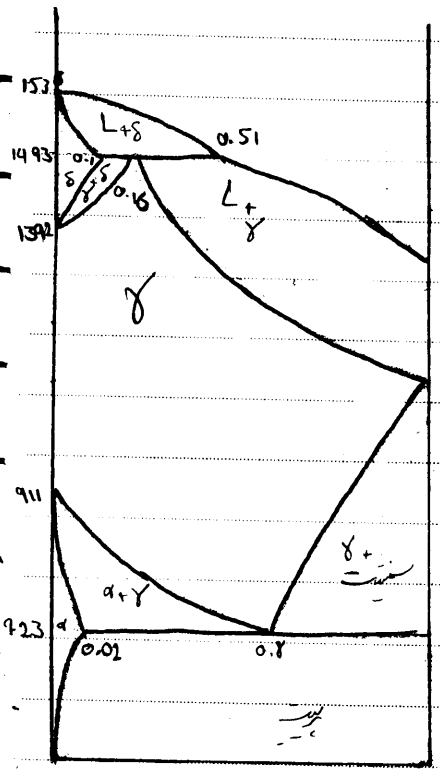
تحول پریتکتیکی : $L + \delta \longrightarrow \gamma$ (آستنیت)

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

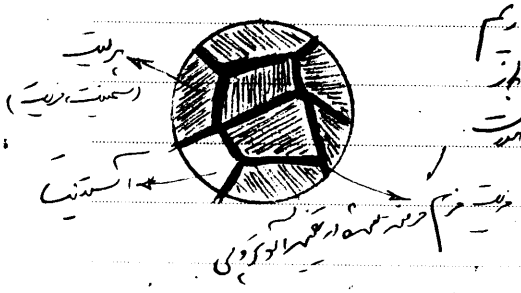
تحول یوتکتوئیدی : $\gamma \longrightarrow Fe_3C + \alpha$ (فریت) ⇒ پرلیت

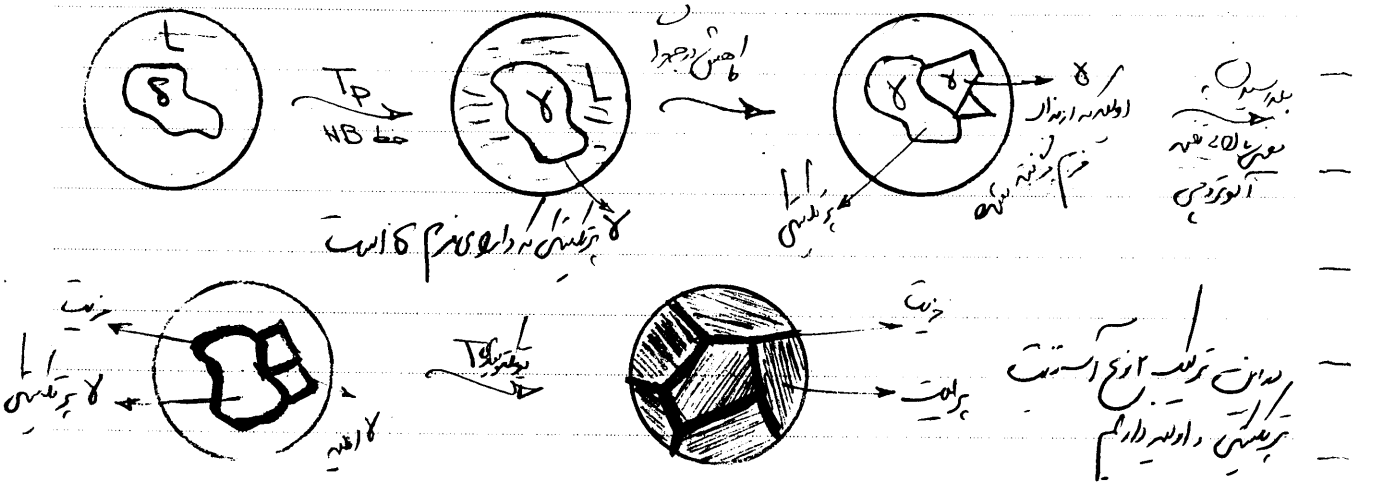
Etude Graphic

موسسه مواد شریف



Etude Graphic
موسسه مواد شریف



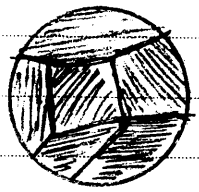


Etude Graphic

موسسه مواد شریف

- ترکیب 0.8 درصد نقطه تحول یوتکتوئیدی است. در این ترکیب ۱۰۰ درصد آستنیت در تحول یوتکتوئیدی شرکت می‌کند و با رسیدن به T_L (یعنی 8C) کلیه فاز آستنیت از بین رفته و در نقطه‌ای ۲ فازی ۱۰۰٪ ترکیب L روی منحنی تعادلی در ترکیب ۰.۸٪ ایجاد می‌شود (IE) تشکیل می‌گردد. در این مرحله آستنیت دوباره ایجاد می‌شود با رسیدن به IE تمام فاز L به ۱۰۰٪ تبدیل شده و در نقطه‌ای تک فازی ۱۰۰٪ می‌شویم با سرد کردن از نقطه‌ای یوتکتوئیدی می‌رسیم دو نقطه‌ای یوتکتوئیدی تحول زیر صورت می‌گیرد و فقط فاز پرلیت داریم

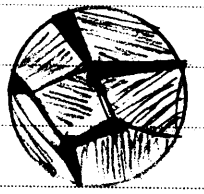
ترکیب عام پرلیتی



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

پرلیت

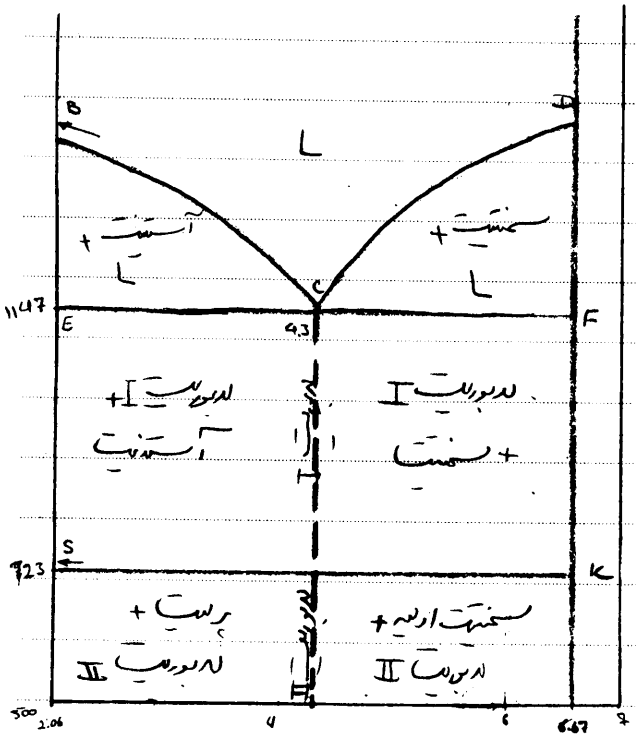
- ترکیب بین 0.8 تا 2.06 مانند ترکیب نقطه‌ای 0.8 در تحول یوتکتوئیدی شرکت می‌کند با رسیدن به T_L ایجاد با اندکی اختلاف فاز L از فشار آغاز می‌شود در منطقه‌ای ۲ فاز L و آستنیت به هم در تعادل و تبادل ترکیب هستند با رسیدن به T_S که تمام فاز L به فاز آستنیت تبدیل می‌شود در منطقه‌ای تک فازی آستنیت وجود دارد با رسیدن به SE که اولین نقطه از فاز آستنیت فازی سمنتیت ایجاد می‌شود که بین ترکیبات ۲ فازی سمنتیت ثانویه و آستنیت با کاهش درجه حرارت مقدار سمنتیت ثانویه در تعادل و تبادل ترکیبی با هم هستند در ترکیب سمنتیت روی خط FK ثابت و ترکیب آستنیت روی منحنی SE تغییر می‌کند با رسیدن به T_S آستنیت تبدیل می‌شود در منطقه‌ای تک فازی سمنتیت وجود دارد با رسیدن به T_L یعنی ایجاد فاز سمنتیت ثانویه در تحول یوتکتوئیدی شرکت نمی‌کند (چون در طرف مانده نقطه یوتکتوئیدی وجود دارد مقدار سمنتیت ثانویه در ترکیب وجود دارد) آستنیت در ترکیب شرکت کرده و ۲ فاز فریت و سمنتیت یوتکتوئیدی ایجاد می‌شود



- ترکیبهای در تحول یوتکتوئیدی شرکت می‌کنند به ۲ قسمت تقسیم می‌شوند ترکیبهای زیر 0.8٪ وزنی را شامل می‌شود چون قابلیت فرم‌پذیری دارند و عامل تعریف فولاد آلیاژی از این ۰.۸٪ وزنی می‌کنیم که قابلیت فرم‌پذیری داشته باشند این دسته از ترکیبات فولاد و گویند اما دسته‌ای دیگر بین 0.8٪ تا 2.06٪ (حد تحول یوتکتوئیدی) این دسته آلیاژ آهن سمنتیت فولاد سمنتیت دار گویند که انجام عملیات حرارتی روی این دسته آلیاژها قابلیت فولاد سمنتیت دار دارند

- ترکیبهای بعد تحول یوتکتوئیدی شرکت می‌کنند به دلیل وجود یکی از فازها بعد از تحول یوتکتوئیدی ایجاد می‌شود فاز سمنتیت است و سمنتیت ۶ فاز بین گری است (لایه‌های ساختاری کوتاه و کلیه است) در نتیجه در کل فاز (نقطه زیر آن) ترد و شکننده داریم و قابلیت فرم‌پذیری ندارند و چون سمنتیت ایجاد می‌کند

موسسه مواد شریف



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

لدبوریت

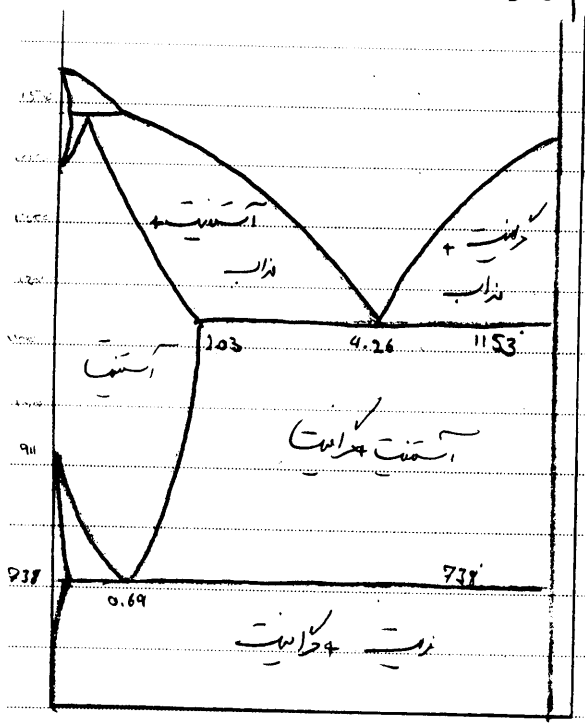
برای بررسی این ترکیب از دیاگرام آهن سمنتیت تروستایت که در تحول یوتکتیکی شرکت می‌کنند را برداشته و بدقت بررسی فازها می‌دهیم

- اول ترکیب نقطه‌ای 4.3 C٪ که در نقطه‌ی یوتکتیکی از نزدیک این نقطه را سرد کنیم در دمای حدود T_E یعنی 1147°C از مذاب با ۲ فاز سمنتیت و آستنیت یوتکتیکی روبرو می‌شویم و بوجود می‌آید که مجموع آنها لدبوریت گویند با سرد کردن لدبوریت زود فاز آستنیت و سمنتیت با هم در تبادل ترکیب دچار دگرگونی داده، با رسیدن به دمای حدود 723°C یوتکتوئیدی آستنیت تبدیل به دو فاز فریت و سمنتیت یوتکتوئیدی یا پرلیت می‌شوند و این همان مجموع آستنیت تحول یافته (تحول یوتکتوئید) و سمنتیت لدبوریت II تولید

- ترکیب مانند تحول یوتکتیک دارای ترکیب همان مذاب است که سرد می‌کنیم در دمای T_E که در سیستم ابتدا ۲ فاز آستنیت از مذاب جدا می‌شود و وارد منطقه‌ی ۲ فازی آستنیت و L می‌شویم با کاهش دمای حرارت در این نقطه ترکیب آستنیت روی مرز EI و ترکیب L روی بخش لیکویوس تغییر می‌کند تا رسیدن به دمای حرارت T_E و شرایط با مرحله‌ی تحول یوتکتیک جا مرحله تحول شروع می‌کند و لدبوریت ایجاد می‌شود و وارد منطقه‌ی ۲ فازی سمنتیت، آستنیت می‌شویم که بخشی از آستنیت بصورت اولیه و بخشی بصورت آستنیت یوتکتیکی در لدبوریت وجود دارد با کاهش دمای حرارت و رسیدن به دمای حرارت تحول یوتکتوئیدی آستنیت به پرلیت تبدیل می‌شود. از آستنیت اولیه غذا کامل پرلیت و از فاز لدبوریت I فاز لدبوریت II که آستنیت آن به پرلیت تبدیل شده) به سمنتیت می‌دهد

- در ترکیب مانند یوتکتیکی تنها تفاوت در این است که به جای فازی آستنیت اولیه فاز سمنتیت اولیه داریم که در نقطه‌ای ۲ فازی سمنتیت و مذاب شکل گرفته است و از ما فاز لدبوریت جدا می‌شود (و آنرا تحول یوتکتیک) و با رسیدن به خط تحول یوتکتوئیدی سمنتیت اولیه همراه با شرکت در تحول با فازی مانند لدبوریت I فاز لدبوریت II تبدیل می‌شود

موسسه مواد شریف



جلسه‌ی چهاردهم ۸۳،۹،۴

آهن - گرافیت

علل دیاگرام آهن - سمنتیت اینست نقطه‌ی یوتکتیکی در دیاگرام و دیاگرام متفاوت است

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

در عمل نیز در صورت دیاگرام آهن سمنتیت بهتر می‌توان به این مطابق دیاگرام آهن گرافیت عمل کرد و لذا در آلیاژ آهن چدن گرافیت مورد بحث قرار می‌گیرد و از عناصری استفاده می‌کنیم که تشکیل گرافیت را تسهیل کند که مهمترین عنصر تسهیل کننده سیلیسیم است

در چدن‌ها چون درصد کربن بسیار زیاد است معمولاً در ساختمان نهایی وجود سمنتیت را می‌بینیم و کمتر اتفاق می‌افتد که در آلیاژ آهن کربن دار درصد گرافیت به اندازه‌ای باشد که بتوان آن را مورد بحث قرار داد ما چدن‌ها خاکستری داریم

برای برقراری حالت تعادل در دیاگرام آهن - گرافیت باید سرعت سرد کردن فوق العاده کم باشد چون چدن خاکستری قابلیت فرم پذیری نخواهد داشت معمولاً در صورت ریخته‌گری باشد و چون صورت نهایی داریم ریخته شود و برای عمل‌های استفاده می‌شود که فشار زیادی را تحمل نکند چون به علت وجود نازک‌های ترد و شکننده چدن خاکستری قابلیت ترد است و در اثر فشار زیاد به آسانی ترک می‌خورد

برای بررسی دیاگرام آهن کربن (گرافیت) همانند کربن مانند این است که در قبل یوتکتیکی سرعت کند تا بتوان ۳ ترکیب مانند مایل، مایل و خود بلور گرافیت را بررسی کنیم

در خود بلورهای یوتکتیکی زمانه ۹.۲۶٪ کربن داریم با سرد کردن مذاب همین در بلورهای یوتکتیکی در قبل یوتکتیک گرافیت کربن و آستنیت و گرافیت تبدیل می‌شود با کم شدن درجه حرارت از زیاد آستنیت و گرافیت اهم در تعادل و تعادل هم‌کلی هستند ترکیب آستنیت روی منحنی اسامی خود سیر نزولی می‌کند با سرد شدن و درجه حرارت یوتکتیکی از آستنیت با ۲٪ کربن گرافیت و فریت فرم می‌گیرد اما در سرد کردن حالت صورت عملی آستنیت با مخلوط دیاگرام آهن سمنتیت در قبل یوتکتوئید سرد می‌شود و نهایی پرلیت ایجاد می‌کند

موسسه مواد شریف

در ترکیب عناصر تشکیل دهنده فولاد ها از آستنیت داریم و از فولادهای با درصد کربن بالا مارتنزیت بدست می آید
۲ فاز پرلیت، فرآیت و آستنیت باهم در تعادل هستند تا دمای یوتکتوئیدی در این حالت آستنیت ما به ۲ فاز اولیه
و یوتکتوئید فرم می دهد. با سرعت آستنیت در تحول یوتکتوئیدی فاز مزبت و فرآیت فرم می دهد

در ترکیب ما هم هم چنین فاز آستنیت داریم و فولاد با درصد کربن بالا هنوز در تحول یوتکتوئید سرعت فرآیت و آستنیت و فرآیت
ایجاد می شود. آستنیت به تحول یوتکتوئیدی سرعت می کند و بعد دو فاز فرآیت و مزبت داریم در این حالت ما ۳ نوع
فرآیت داریم فرآیت اولیه، فرآیت یوتکتوئیدی و فرآیت یوتکتوئیدی که در زیر میکروسکوب فاقد فرآیت نوع
اول ما می توانیم شناسایی کنیم که به صورت نوارهای تیره هست

بیان سرعت ایجاد حالت تعادل مدل دیاگرام آهن فرآیت سخت است مدل همین در عمل در دمای محیط و شرایط جهای زمینی
مزبت ۱۰۰٪ که فرآیت در آن ۸۰ درصد کاهش زمینی پرلیتی و زمینی ۲۰ ظاهر زمینی ۱۰۰٪ پرلیتی داریم سخت در حالتی
که سرد کردن به کندی و تعادلی ایجاد شود با درصد کربن بسیار کم زمینه ما زمینه ای فرآیتی داریم اما در
تمام این حالت ها چون فرآیت داریم حالت نواری است چون خاصیتی داریم

فرآیت، دارای انواع فرمالوژی است ← فردی ← چون حاصل از فرآیت خودی چون GB دارد با چون نداره
← نواری ← چون حاصل چون خاصیتی است
← برشی شکل ← چون حاصل چون ماکل ها حلزونی خوارهستند

تا چه اندازه ورق چون ها خلاص آهن عوض می شود. اگر برای تهیه چهی تردانست و قابلیت فرم پذیری نداشته باشد، انعطاف پذیری
هم نداشته با عملیات حرارتی و تغییراتی در آلیاژ نوع فرآیت عوض می کنیم تا چون خواص بهتری داشته باشد

چون با فرآیت دمای ۹۵۰ درجه Si و Mn با تهیه شده سرد و نیز می شود و به تردی می کشیم و به نیروی آهن می دهیم و با ناخن
به دون فشار فرو می رود، سرد با نیز می شود و اندازه سطح با تعداد جوانه ها کم می شود و اندازه سطح ها زیاد می شود و فرآیت
به شکل به می آید که کمترین سطح را داشته باشد یعنی به شکل کروی در می آید نتیجه قابلیت پذیرش ضربه بیشتر می شود
و چون سطح تیز کم است تمرکز تنش بیشتر می شود و تمرکز تنش نداریم قابلیت پذیرش ضربه بیشتر می شود (اصل تقلیل)

چون با فرآیت برش شکل، دمای تهیه چون با فرآیت برش شکل ابتدا چون سفید ها تهیه می کنیم و طی عملیات حرارتی آن
به چون با فرآیت برش شکل تبدیل می کنیم چون سفید از دیاگرام آهن سختیت ایجاد می شود یعنی در همه
سطح ما می تواند زیاد باشد چون کربن اضافی در این صورت به شکل فرآیت در می آید چون سفید
در کوره آجری، الکترودی با ضخامت بین ۹۵۰ تا ۱۰۵۰ حرارت می دهیم در مدت بین ۲۴ تا ۹۶ ساعت

موسسه مواد شریف

در اثر این حرارت حاصل این چون سمنتیت در زمینه سمنتیتی دارد تجزیه می‌شود به آستنیت و خرین (گرافیت)
در این جا چون دیگر حرارت بالا وارد نمی‌شود آهن به طور خالص جدا می‌شود و گرافیت آستنیت جدا می‌شود

$Fe_3C \longrightarrow C +$ آستنیت

کربن آزاد شده از این واکنش به شکل گرافیت است

کوئنچ کاری عملیات حرارتی باید با کنترل کنترل شود. اگر محیط آبی باشد آلیاژ آهن سطح خود را می‌سوزاند و سطح مرتبی می‌شود چون سطح زبری می‌شود سختی زیاد دارد بنابراین حداکثر ترک ایجاد می‌کند در اصطلاح سطح خود گیره می‌شود

اگر محیط گرده اصلی باشد CO و CO_2 و C تشکیل می‌شود و کربن سطح زیادی نمی‌شود سطح دوباره می‌شود سطح برابر می‌شود در نتیجه استحکام سایش بالا می‌شود و سختی بیشتری به دست می‌دهد

تأثیر سرد کردن مرحله‌ای در دیاگرام حالت تعادل: جلسه‌ی دوازدهم و سیزدهم

سریع سرد کردن مرحله‌ای دیاگرام حالت تعادلی را تأثیر می‌کند که در دیاگرام تعادلی بررسی نمی‌کردیم

A. ذوب منجمد انتشاری:

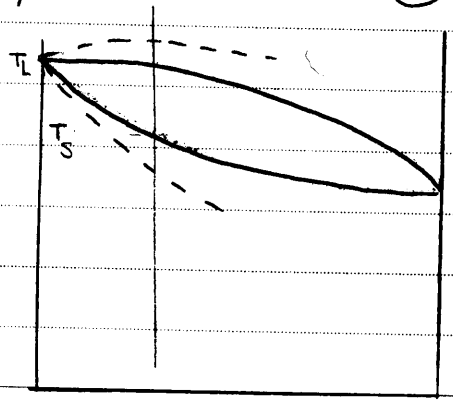
منجمد تعادلی سرد کردن (سریع سرد کردن) بیشتر می‌شود که کریستال مخلوط فاز دوتایی ایجاد می‌شود
چون به علت سرعت بالا (نفوذ) مناسبی رخ نمی‌دهد و ذرات جدا می‌شود بنابراین می‌توان سیال کرد که همزن انتشاری ذوب می‌شود

B. جامد شدن منجمد سولیدوس و لیکوئیدوس:

جامد شدن این ۲ منجمد ۲ عامل بستگی دارد: 1. سرعت سرد کردن 2. سرعت (نفوذ) سرعت ایجاد

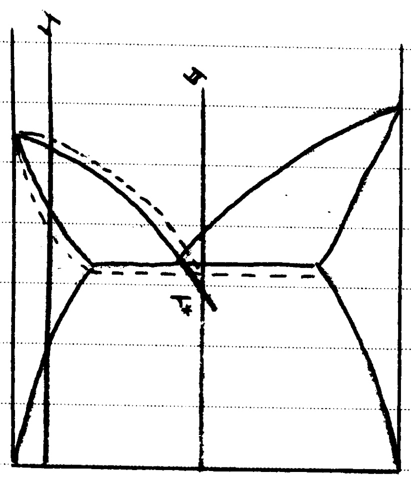
C. در حالت نامحدود: 1. زدایش کریستال 2. نگه دارنده

سریع سرد کردن در کل تمام بعد به نفوذ بستگی دارد بنابراین بستگی دارد سرعت سرد کردن در محدوده‌ی ۲ فازی L و α
با کمتر شدن حرارت ترکیب α روی منحنی سولیدوس تغییر می‌کند با سریع سرد کردن α زمانی ترکیب با هم ترکیب
سولید و ذرات سیون کریستالی با Coring روی می‌دهد



در T_S همچنان ماندن داریم
و ایجاد پایان نفوذ نمی‌تواند

موسسه مواد شریف



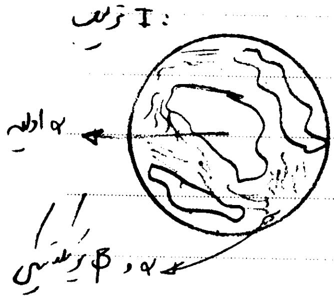
۵) تأثیر سرد کردن بر تحول یوتکتیک:

سریع سرد کردن در دیاگرام بر تحول یوتکتیک در دماهای کمتر می‌شود فازهایی را به وجود می‌آورد که مطابق دیاگرام انتظار به وجود آمدن آنها در شرایط تعادلی نمی‌رفت

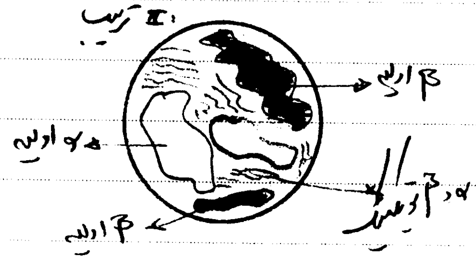
در ترکیب I اگر تعادلی سرد کنیم ابتدا از مذاب فاز α تشکیل می‌گردد در دمای T_S انجماد پایان می‌یابد و وارد منطقه‌ی تک فازی α می‌شویم. اما اگر غیرتعادلی سرد کنیم منحنی سالیدوس و سولیدوس تغییر خواهند کرد پس در T_S فقط فاز جامد نداریم و هنوز از مذاب باقی مانده است تا رسیدن به T_E نیز همچنان مقداری فاز مذاب داریم بنابراین مذاب باقی‌مانده که در تحول یوتکتیک شرکت می‌کند دو فاز α و β یوتکتیک به غیر از α اولیه داریم در صورتی که در دیاگرام همچنین چیزی اتفاق نمی‌افتد

بنابر دیاگرام ما هیچ گاه ۲ فاز اولیه نداریم. در ترکیب II ترکیب نزدیک نقطه‌ی یوتکتیک در سرعت سرد کردن بالا ۲ فاز اولیه با هم رسوب می‌شوند در صورتی که در دیاگرام حالت تعادل همچنین چیزی نداریم. در حالتی که این ترکیب را غیرتعادلی سرد می‌کنیم به علت سرعت زیاد انجماد مانع شروع شدن انجماد در دمای T_L می‌شود و تا T_* سرد می‌کنیم (به صورت غیرتعادلی) در این دما ابتدا فاز α تشکیل می‌شود زمانی که مانع انجماد برطرف می‌شود و مقداری مذاب مانده یوتکتیک داریم که در این مذاب فاز β تشکیل می‌گردد. این ۲ فاز اولیه با هم به صورت دندریتی تشکیل می‌شوند. بعد از آن در دمای T_E α و β یوتکتیک ایجاد می‌شود یعنی در این حالت α و β اولیه و α و β یوتکتیک داریم

ترکیب I:



ترکیب II:



موسسه مواد شریف

عملیات حرارتی

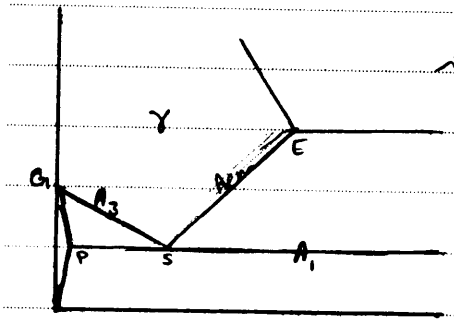
جلسه‌ی پانزدهم: ۸۳/۹/۸

عملیات حرارتی آهن - کربن:

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

عملیات حرارتی فولاد ← برای تجزیه‌ی آستنیت استوار می‌شود و بر اساس عملیات حرارتی فولاد آهن تجزیه آستنیت است

بنابراین قبل از بررسی‌های عملیات حرارتی به بررسی تجزیه آستنیت به صورت‌های مختلف می‌پردازیم



طبق دیاگرام حالت تعادل تجزیه آستنیت مطابق تحول یوتکتوئیدی زیر می‌باشد

$Ae_1 = A_1 = 723^\circ C$

$AC_1 > Ae_1 > Ar_1$

$Ae_3 = A_3 = 911^\circ C$ ← یعنی GS

Acm ← دمای شروع تشکیل اولین جدایش سمنتیت از آستنیت

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

برای بررسی تجزیه‌ی آستنیت حالت‌های مختلف را انتخاب می‌کنیم و آن را حرارت می‌دهیم برای تبدیل یوتکتوئید تا بالای A_3 دمای تعادل یوتکتوئید بالای Acm حرارت می‌دهیم تا به دیاگرام به صورت آستنیت برسیم اگر آستنیت را آهسته سرد کنیم یعنی GS طی شود می‌توانیم با دیاگرام تعادل آهن کربن آستنیت را تجزیه کنیم یعنی سرد کنیم تا برسد به خط تحول یوتکتوئیدی در این دما آستنیت بی ثبات شده و تحول یوتکتوئید شروع می‌شود (فریت + سمنتیت) تبدیل می‌شود

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

اما در عملیات حرارتی از فاکتور عمود می‌کنیم و با سرعت بیشتر از سرعت تعادلی سرد می‌کنیم حالا نمونه را تا دمای سرد کنیم نمونه را توی آب می‌اندازیم یعنی سریع سرد می‌کنیم

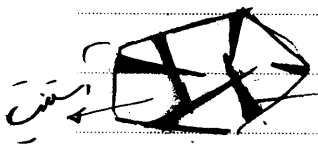
یک حالت دیگه داریم که وقتی آستنیت را با سرعتی که بیشتر از آن سرد می‌کنیم تغییر و تحولاتی در ساختار رخ می‌دهد و شکل می‌شود یا به طور کلی انجام نمی‌شود بنابراین شرایط خاص سرد کردن و تغییر ساختاری که در دمای پایین GSP رخ می‌دهد پیوندهای یوتکتوئیدی نیز شرایط دیگری رخ می‌دهد و شکل می‌گیرد و آستنیت در تحول شرکت نمی‌کند و فاز آستنیت فوق اشباع حاصل می‌کنیم

موسسه مواد شریف

در این کریستال نوع اسپاع ساختمان جدیدی با فاصله‌یابی با مقاومت ایجاد می‌شود مربوط به نوع آن دانشور نوشین نیست یعنی تبدیل عنصر دانشور نوشین است. در این تبدیل مقاومت کریستال از ۱۲ اهم به ۱۲ تراکونال مرکز دار مقاومت تبدیل می‌شود. در حقیقت زمانی یک فاصله‌یابی ایجاد می‌شود که تماس و ترکیب مکرر و مکرر تغییر کند.

در این تغییر اتم‌های درون بر روی محور c ها می‌لغزند و محور c ها می‌کشد و سپس ها تبدیل تراکونال مرکز دار تبدیل می‌کند این تغییر و جابجایی درون دانشور انجام می‌شود بلکه توسط حرکت جمعی یا گروهی یا موجی یا برشی مداوم ساختاری کریستالی انجام می‌شود که در آن تغییر و تحول مقاومت نمی‌توانند یعنی یک دستگاه با هم جابجایی شوند یعنی آخر این ها به طرف مقاومت و اتم‌های اطراف آن ها شماره گذاری کنیم بعد از تحول مقاومت آخر این اتم‌ها بررسی کنیم همان اتم‌ها با همان شماره گذاری در اطراف اتم مقاومت دارند

برای وجود آمدن حرف فاصله‌یابی انرژی است نهایتاً حوزه‌های فاز شکل مقاومت توسط حرکت نوشین کریستالی ایجاد می‌شود. و با رشد این حوزه‌ها کریستال فی سرانجام ای شکل مقاومت خرد می‌کند و وارد داخل ساختار می‌شود و ساختمان سطح متقطع مقاومت ۲۰ تا ۲،۵ برابر سطح متقطع مقاومت ساختمان سطح متقطع زمینه برابر است. در این ساختمان سطح متقطع مقاومت به علت کشیده شدن سلول‌های کریستالی کارهای اتم می‌شود و همین به علت شکل سرانجام‌های مقاومت تنشی‌های داخلی را در وجود می‌آورد و این به علت مقاومت در افزایش سختی می‌شود. در نهایت ساختمان سطح متقطع مقاومت سطح متقطع سخت سرانجام است که سختی بالا و استحکام تغییر خرد پایین با مقاومت‌های تردی بالا دارد



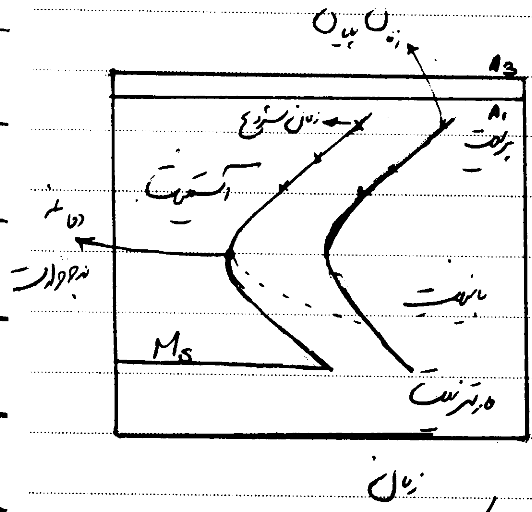
نوع این مخلوط با نوع اسپاع در این است که در کریستال نوع اسپاع ساختار فاصله‌یابی ایجاد می‌شود اما در این حالت ترکیب با ماتریس ساختار تغییر می‌کند

تفاوت این ۲ سرعت فاصله‌یابی را تحت آستحکام بررسی کردیم این سرعت تعادلی که حاصل آن بهبود و سرعت بیشتر از سرعت که در آن مقاومت ایجاد می‌شود که در حالت اول تحول فازنوین در حالت عدم تحول عنصر دانشور نوشین و در اثر حرکت گروهی یا تحول مقاومت ایجاد می‌شود

در سرعت اول با سرعت تعادلی و سرعت بالا فاصله‌یابی ایجاد می‌شود بهبود می‌یابد و فاصله‌یابی کامل و جدا شده می‌شود

موسسه مواد شریف

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

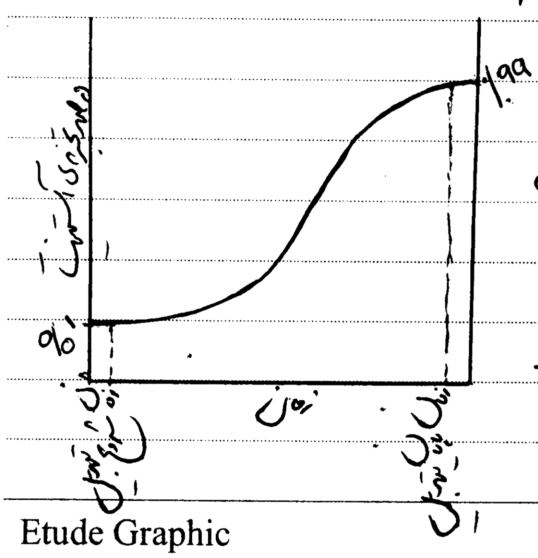


دیاگرام T-T-T

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

دیاگرام T-T-T برای یک آلیاژ مشخص رسم می شود
در دیاگرام در بالا درجه حرارت A_1 و A_3 دماهای بحرانی مشخص دارد

برای رسم دیاگرام T-T-T برای آلیاژ از یک فولاد استفاده می کنیم و تقسیم می کنیم قطعات کوچکی را بالای درجه حرارت A_3 قرار می دهیم تا تبدیل به آستنیت شود یعنی ساختار تمام آن از آستنیت تشکیل شود بعد نمونه ای را بلافاصله از کوره خارج کرده و در محیطی با درجه حرارت T_B کمتر از A_1 قرار می دهیم کوره ی نمک این تنها فرکانس در نظر می گیریم که درجه حرارت نمونه در حمام نمک است درجه حرارت حمام نمک ثابت T_B باشد و نمونه را به مدت 15 ثانیه در داخل این کوره ی نمک نگه می داریم نمونه در این درجه حرارت در وضعیت ناپایدار قرار دارد، در وضعیت تبدیل به پرلیت میل می کند و بعد از 15 ثانیه بلافاصله نمونه را درون آب سرد می اندازیم بعد وقتی نمونه را بررسی می کنیم می بینیم که در مدت 15 ثانیه مقداری از آستنیت که در وضعیت ناپایدار بوده به پرلیت تبدیل شده و بقیه چون زمان کافی نبوده و بعد که در آب انداختیم بخش باقیمانده آستنیت به مارتنزیت تبدیل شده است حال نمونه ی بعدی را به مدت 20 ثانیه در حمام نمک T_B نگه می داریم و بعد دوباره در آب سرد می اندازیم و به همین ترتیب نمونه ای را به مدت ..... در حمام نگه می داریم و بعد در آب سرد می اندازیم بعد از این بررسی می کنیم که در هر نمونه چه مقدار تجزیه شده و درصد نمونه های تجزیه شده حرارتی است بعد نمودار زیر را برای این دمای T_B رسم می کنیم



این نمودار برای دماهای مختلف T_B متفاوت است هم از نظر زمان شروع هم زمان پایان و هم حاصل تجزیه مارتنزیت و پرلیت، بینیت و مارتنزیت با توجه به 0/01 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 تجزیه آستنیت گویند و این زمان ها را برای دماهای مختلف T_B در نمودار T-T-T مشخص می کنیم علت این که 1% را انتخاب می کنیم این است که هیچ ترکیبی بلافاصله شروع نمی شود و 1% زمان رسیدن ترکیب را نشان می دهد

موسسه مواد شریف

با اتصال نقاط هم نام (نقاط شروع تجزیه آستنیت و نقاط پایان تجزیه آستنیت) نمودار T-T-T مربوط به فولاد مورد نظر را بدست می آوریم.

با توجه به محل قرار گیری منحنی های T-T-T می توان به خواص فولاد پی برد.

در دمای M_s فازهای که تبدیل آستنیت به مارتنزیت آغاز می شود. در این دما آستنیت به مارتنزیت تبدیل می شود. در این نمودار T-T-T که به دست می آید نقطه ای هست که آن را 0.8% کربن می نامند. این نقطه ای است که در آن کمترین زمان برای شروع تبدیل آستنیت به پرلیت لازم است.

زمانی که T_B (دمای حمام نمک) بالاتر از دمای A_1 فولاد است فولاد در حالت آستنیتی قرار دارد و تبدیل به پرلیت انجام می پذیرد.

زمانی که T_B در دمای M_s تا A_1 قرار دارد است آستنیت به مارتنزیت تبدیل می شود. در محدوده ای بین این دو دما حالت های بینابینی وجود دارد که ترکیبی از آستنیت و مارتنزیت است.

در محدوده های پرلیتی نیز از بالا به پایین با کاهش دما فولاد ها ظریف تر می شوند و سخت تر می شوند. فولاد های پرلیتی را در محدوده ای نگاه می داریم که پرلیت به راحتی قابل تشخیص باشد و فولاد سخت گردد که همین پرلیت حساسیت و نقطه مقاومت فولاد را بالا می برد.

در نمودار T-T-T در محدوده های پرلیتی دمایی وجود دارد که بیشترین مقاومت را می دهد که ما این دما را انتخاب می کنیم.

* با آبدیدگی آهن در حوالی تحول یوتکتوئیدی پایین می آید و می توان آهن را آن اندازه آبدیده کرد تا در حوالی تحول یوتکتوئیدی در دمای حرارت محیط آستنیت داشته باشیم و فولاد آستنیتی به دست می آید. *

جلسه ی شانزدهم ۸۳، ۹، ۱۵

در دیاگرام های T-T-T بحث آبدیدگی خیلی مهم است. S خاصیت است که در فولاد وجود دارد و مشخص می شود در چه دمای حرارت M_s که چه حرارت شروع تبدیل آستنیت به مارتنزیت است. در طرف چپ دیاگرام فازهای پرلیت وجود دارد که تقریبا آخرین جایی که پرلیت وجود دارد دمای بحرانی است. اگر از بالا سوئیم و به M_s برسیم آستنیت هیچ چیز نشده و به مارتنزیت تبدیل می شود.

تجزیه ی آستنیت به پرلیت توسط مکانیزم (نوکلیون) صورت می پذیرد. وقتی آستنیت ها سرد می شوند و دمای حرارت زیر تحول یوتکتوئیدی می رسیم در این حالت آستنیت ناپایدار می شود و میل به تجزیه دارد و می خواهد به حالت پایداری برسد در این حالت آستنیت ناپایدار است و میل به تجزیه دارد و می خواهد به حالت پایداری برسد در این دمای حرارت از پایداری نیمی برخوردار هستند و آستنیت تجزیه می شود. در این حالت آستنیت می خواهد به پرلیت (سمنتیت و فریت) تجزیه شود. دانه های سمنتیت آغاز می شود تا به جوانه های سمنتیت و فریت تشکیل بشود. ابتدا در مناطقی که مناسب تر است مثل حد دانه ها که مناسب های تشکیل جوانه است جوانه های سمنتیت با استفاده از مکانیزم (نوکلیون) ایجاد می شود در اطراف جوانه های سمنتیت اتم های کربن جابجا می شود و در مقاطعی دوری جوانه ها جوانه ای سمنتیت خارج می پذیرد

موسسه مواد شریف

و شروع به رشد می‌کند حوزه‌های مغناطیسی از اطراف فرمان می‌کند تا بتواند ساختار مغناطیسی را ایجاد کند
حوزه‌های عمل در اطراف نوار مغناطیسی شروع به رشد می‌کند شرایط ایجاد فریت فراهم می‌شود و در اطراف آن نوار
نوار فریت به وجود می‌آید فریت شروع به رشد می‌کند فریت نیز حوزه‌های رشد کرده اصلی را در اطراف خود پس می‌دهد
دوباره شرایط ایجاد مغناطیسی ایجاد می‌شود این فریت اولیه را می‌کند و نوارهای فریت و مغناطیسی ایجاد می‌شود
دوران آستنیت ساختار دوبینی به وجود می‌آید. تمام این تبدیل توسط مکانیزم دیفوزیون انجام می‌شود

حال اگر آستنیت را از بالای سرد کنیم و به زیر M_s برسانیم به وجود می‌آید مکانیزم آن
حرکت کوتاه‌برد اتم‌ها یکی از حرکت جمعی با برش شبکه‌ای کریستالی است. به جابجایی اتم‌ها از روی مرزدانه‌ها ایجاد می‌شود و
و آستنیت تبدیل می‌شود به مارتنزیت. در دمای M_s شروع تبدیل آستنیت به مارتنزیت است به سرعت سرد نیاز
و نقطه به درصد تبدیل ارتباط دارد

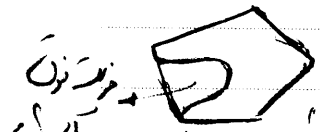
نقطه‌ی تابل تجزیه تبدیل دیفوزیونی آستنیت به پرلیت بینیت، فریت است. این نمودارها نمودارهای تبدیل دیفوزیونی هستند در دماهای بالا
شبکه فاز به وجود آمده (پرلیت) بیشتر می‌خواهد رشد کند و خنثی می‌شود حوزه‌های عمل نیاز است که عمیق‌تر شود پرلیت
در دماهای متوسط می‌آید ایجاد دماهای پایین نیز هم چون نیاز به پایداری آستنیت بیشتر می‌شود
ایجاد نیاز است اتم‌ها دیفوزیون کند تر انجام می‌شود در نتیجه نیاز خطرناک‌تر می‌شوند که خطرناک‌ترین نیاز فریت است
که زیر میکروسکوپ الکترونی می‌توان آنها را مشخص کرد و به صورت شبیه‌ای سیاه رنگ در زمینه روشن دیده می‌شود

با در این دماها M_s تبدیل دیفوزیونی به زمان و دما نیاز سختی دارد می‌توانند انجام شود و نقطه تبدیل مارتنزیتی
و دلیل حوزه‌های تبدیل آستنیت به مارتنزیت همان طور که حوزه‌های ایجاد هوا فاز هیدروژن است که ابتدا جوانه‌ها ایجاد
شکوفه در رشد کنند و به زمان نیاز دلیل حوزه‌های مارتنزیت هم به همین صورت ابتدا جوانه‌های مارتنزیت هیدروژن ایجاد
می‌شود اما این تفاوت وجود دارد که جوانه‌های مارتنزیت با سرعت خیلی بیشتر از سرعت جوانه‌های پرلیت رشد می‌کند
و داخل آستنیت می‌دوند و کریستال‌های سوزنه‌ای شکل مارتنزیت به وجود می‌آورند اندازه این تغییر آنی نیست
هوک‌های سوزنه‌ای شکل مارتنزیت به دلیل آستنیت ایجاد می‌شود به همین دلیل تنش‌های داخلی در آستنیت
می‌شود و تبدیل در سرعت جوانه‌های مارتنزیت در دلیل آستنیت حوزه‌های شکل‌گیری می‌کند به این ترتیب حوزه‌های اولیه این تبدیل
و تبدیل آستنیت به مارتنزیت لازم است که در دلیل آستنیت ناپایدارتر و در وضعیت ناپایداری‌تر
در دماهای منظور در دماهای پایین‌تری در دماهای M_f من هم تمام آستنیت
به مارتنزیت تبدیل می‌شود. در فاصله بین دماهای M_s و M_f از آستنیت و مارتنزیت در تعادل
هستند و همچنان آستنیت در دماهای M_f که نقطه‌ای پایداری مارتنزیت است

موسسه مواد شریف

همچنین درصد کربن در محلول آستنیت با پایین رفتن دما بیشتر می‌شود و حرکت اتم‌های کربن برای تبدیل شبکه FCC آستنیت به BCT راحت‌تر می‌شود. با افزایش درصد کربن فضای بین‌نشینی آستنیت وسیع‌تر می‌شود. اتم‌های کربن اگر جفت‌جفت باشند، اصطکاک کمتری دارند. با این اضافه کردن دمای A_1 پایین می‌آید و جوانه‌زنی مشکل‌تر به وجود می‌آید.

اگر سرعت سرد کردن از دمای M_s پایین‌تر دما حرارتی به پرلیت خالص می‌گردد مرحله‌ای وجود دارد و مارتنزیت‌هایی در می‌شود که به آن بینیت گویند که در آن مرحله‌ای بین مرحله‌ای نیز گفته می‌شود زیرا از طرفی شبیه‌تر شکل مارتنزیت از آستنیت و از طرفی شبیه شکل پرلیت از آستنیت است. از طرفی زیرواحدهای و از طرفی نیز دیفوزیونی و مارتنزیتی است و هر دو مکانیزم در ایجاد بینیت نقش دارند. وقتی ما آستنیت را به زیر M_s می‌بریم (یعنی در یک دمای بینیت تجزیه بسیار سریع و در یک دمای حرارت تجزیه آستنیت تمام می‌شود). اگر این دمای حرارت را زیر مرحله‌ای پرلیت باشد همانند تجزیه‌ی دیفوزیونی امکان نداریم از طرفی از M_s نرسیدیم تا تجزیه‌ی مارتنزیتی آغاز شود و آستنیت به مارتنزیت تبدیل شود. در این حالت ابتدا مقداری از شبکه‌ی آستنیت از روی فروزاده شبیه به تبدیل آستنیت به مارتنزیت توسط مکانیزم حرکت جمعی اتم‌ها کوپراتیوی مقدار زیادی جابجا می‌شود این جابجایی سبب می‌شود که در این جا آستنیت به ساختمان BCC فریت تبدیل شود این فریت به صورت فوق اشباع است و معمولاً کربن در دمای آستنیت حلالیت خوبی دارد. فریت در حال تعادل حداکثر تا 0.02٪ کربن می‌تواند در خود حل کند بنابراین اتم‌های کربن از داخل فریت می‌توانند خارج شوند و معمولاً کربن شده در دمای آستنیت محلول بوده است در دمای فریت باقی می‌ماند تا این مرحله از تشکیل بینیت مکانیزم غیر دیفوزیونی بوده است.
این محدودیتی آستنیت به صورت یک ناحیه‌ی به شکل روی فریت ایجاد می‌شود



حاصل یک کریستال فوق اشباع است و چون در حرارت بالا است کریستال فوق اشباع تمایل می‌کند به حالت تعادل و متعادل. اضافی عنصر آلیاژی حل شده در خود سکو را آزاد می‌کند که در این مرحله آزاد سهل‌تر کربن اضافه توسط مکانیزم دیفوزیونی رخ می‌دهد و ذرات سمنتیت روی این جبهه ایجاد می‌شود

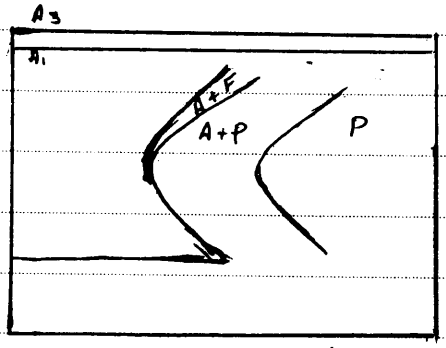
بنابراین تشکیل بینیت از ۲ مرحله تشکیل شده که یک مرحله دیفوزیونی و یک مرحله غیر دیفوزیونی است. در طی حال ترکیب بینیت نیز فریت و سمنتیت است مانند پرلیت اما شکل پرلیت شکل نمی‌گیرد از نظر شکل ساختمان هم بینیت با پرلیت متفاوت است پرلیت به صورت لایه‌ای و بینیت فریت در زمینه و سمنتیت هر روی آن است

مطالعه‌ی تجزیه آستنیت به سرد کردن: - پرلیت، - بینیت و - مارتنزیت انجام می‌شود که در مکانیزم حرارتی از آن استفاده می‌کنیم. فقط مکانیزم حرارتی که بررسی می‌کنیم که ساختمان مهم سکو را تشکیل دهیم. مواد غیر خالص از نظر بررسی ساختمان کریستالی مانند آستنیت می‌توانیم بررسی تجزیه مانند آستنیت بکنیم

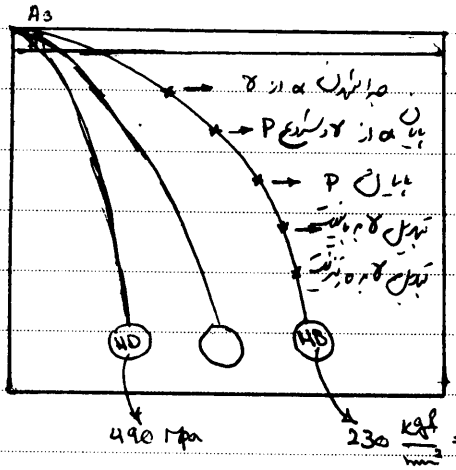
موسسه مواد شریف

سرعت خنک کاری تعادلی با سرعت حقیقی است. از نظر سختی لازم است که سرعت سرد کردن از سرعت بحرانی بیشتر باشد و بعد از آن هر چقدر از نظر سختی مشکل دارد که هر چقدر جلوتر باشد از نظر سختی مشکل دارد که هر چقدر جلوتر باشد از نظر سختی مشکل دارد که هر چقدر جلوتر باشد

در دیاگرام T-T-T در صورتی که در محدوده تعادلی باشد و متعلق به فازهای قابل و ماهیت (فریت یا سمنتیت ثانویه) باشد نمودار T-T-T نامیده می‌شود. در این حالت چون جدایش فازهای قابل و ماهیت توسط مکانیزم دیفوزیون انجام می‌شود با کاهش درجه حرارت تمایل به تشکیل فریت یا سمنتیت ایجاد می‌شود و در فاصله‌ای دماغه چون سرعت دیفوزیون خیلی کم است قابل بیان می‌شود



در عمل ما معمولاً در یک دمای معین نمونه را سرد می‌کنیم و لذا تجزیه آستنیت توسط دیاگرام C-C-T (Continuous cooling transformation) مورد بحث می‌کنیم. در این حالت برخلاف نمودار T-T-T که مبدأ زمان 10^3 در یک دما شروع می‌شد تا انجام آغاز شود و پایان نپذیرد. نمونه‌ها را سرد می‌کنیم مبدأ زمان انتقال دارد از یک مرحله شروع اما جنس آستنیت داشته باشیم. در این حالت به این ترتیب عمل می‌کنیم که نمونه‌ها را اول آستنیته می‌کنیم بعد با سرعت‌های تعادلی سرد می‌کنیم اگر نمودار مماس



در زیر هر کدام از دماهای رسم می‌کنیم و سختی به آن نوشته می‌شود. به همین ترتیب از سرد کردن در سرعت‌های تعادلی اجزای مختلف ساختمانی خرم می‌شوند

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

موسسه مواد شریف

تفاوت دو دیاگرام T-T-T و C-C-T این در روش خنک کردن است که در دیاگرام T-T-T خنک کردن سریع است در حالی که در دیاگرام C-C-T خنک کردن به صورت پله ای است. همان طور که می بینید دیاگرام C-C-T را از روی دیاگرام T-T-T رسم می کنیم و علاوه تفاوت دیگر در این است که در دیاگرام T-T-T ما در نهایت یک ساختار 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:

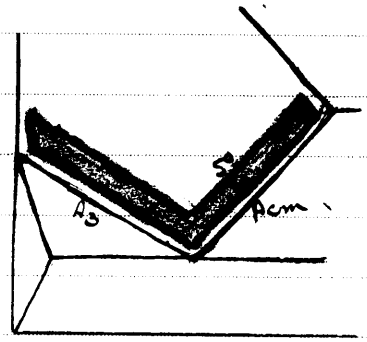
عملیات حرارتی عملی است که در حالت جامد انجام می شود. برای هر عملیات حرارتی یک هدف خاص داریم و برای رسیدن به هدف باید عملیات حرارتی کاملی و دقیقی را باید انجام دهیم. اگر شکل دقیق را طی نکنیم حتما در عملیات حرارتی می شویم. امکان دارد کل فولادها را خراب کنیم.

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 هایپریوتکتوئید جلوگیری از شبکه ای شدن سمنتیت ثانویه که فازی ترد و شکننده است می باشد

ساختمان سطح مقطع شکست نمونه ای را می گوید که دانه های آستنیت ظریف باشد. هر چه تعداد مرز دانه ها بیشتر باشد دانه ها برای رشد به فضای کافی برای رشد نیاز دارند. برای فولادهای هایپریوتکتوئید بالای A_3 حرارت دهیم تا وارد ناحیه آستنیت خالص شود و در این منطقه حرارت بدهیم تا دانه آستنیت بوجود آید سرد کنیم چون دانه آستنیت هسته های فراوانی برای دانه آستنیت است و نقص های بلور فراوان است مرز دانه آستنیت 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 دگرگونی یوتکتوئیدی ساختمان خشن سطح مقطع فریت - پرلیتی ایجاد می شود که به آن ساختمان widmanstätten گویند. که کار کردن روی همین ساختمان نمونه ها سخت است

همین طور برای هایپریوتکتوئید که فاز مزاحم سمنتیت ثانویه باید از بین برود که مدت زمان زیاد می شود و از ایجاد آن جلوگیری کرد



شکل عملیات نرماله کردن: ترکیب ها را بر حسب درصد وزنی کربن ۰.۳ تا ۰.۵ درجه های هایپریوتکتوئید بالای A_3 حرارت می دهیم و فولادها را آستنیته می کنیم سپس در داخل فریت و پرلیت با جوانه ای فاز جدید آستنیت ایجاد می شود. اگر این حالت دائما تکرار شود نمونه با تعداد زیاد دانک ساختمان ظریف آستنیت بوجود می آید

موسسه مواد شریف

بسیاری از آلیاژها را از کوره در می آوریم و در هوای بیرون جریان هوا سرد می کنیم تا دوباره از ناحیه ای ظرف آستنیت وارد ناحیه ای ظرف پرلیت و فریت شوند. در حقیقت برگرداندن عملیات است از تبدیل کامل شده فریت + آستنیت به آستنیت + فریت + پرلیت ظریف

$\alpha \rightleftharpoons \gamma$

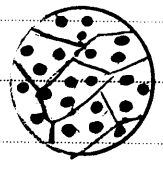
برای تجسم بهتر مطلب فرض کنیم در هوای بیرون جریان سرد می کنیم فولاد اوتکتوئید ای داریم می شود. این به آن علت است که با خط سرعت سرد کردن با این دو نوع فولاد برخورد می کند و وجود ندارد و جوانه های سمنتیت شکل می گیرد

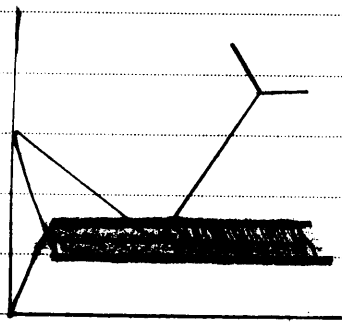
اگر این حالت را در روی دیاگرام T-T-T بررسی کنیم سرد کردن در هوای بیرون جریان دو مرحله دارد که دارد و اگر جریان هوا را زیاد کنیم سرعت سرد کردن بالا می رود

خطا در عملیات: برای تبدیل بهتر حرارت دادن نیاز داریم که در هوای هوا این سرعت حرارت حرکت دارد و سرد می کنیم اگر سرعت حرارت متوقف شود به خشن می شود و اگر دمای حرارت آستنیت را رعایت نکنیم و بالا تر از دمای حرارت عملیات آستنیت با دانه های ریز ایجاد می شود دانه درشت می گردد و حاصل سختی بدین آمدن می شود در حالتی که زمان هم رعایت نشود دکربن نیز فولاد کاملاً آستنیت نشده است که دوباره عملیات با خطا ایجاد می کند

۲.۱ عملیات حرارتی نرم کردن:

هدف: در این عملیات هدف خاص این است که فولاد را نرم کنیم برای اینکه بتوانیم عملیات بعدی را روی آن انجام دهیم برای این منظور لازم است که فازهای سخت یا ترد شده را نرم کنیم یا از بین ببریم و آن را تبدیل به فاز نرم کنیم فاز سمنتیت فازی سخت است که باید آن را نرم کنیم برای این کار سمنتیت لایه ای را به سمنتیت کروی تبدیل می کنیم تا قابلیت نرم پذیری آن بیشتر شود. حاصل تحول پرلیتوئیدی فریت و سمنتیت است فریت به علت وجود خاصیتی که دارد آهن خالص عمل می کند و طاقت مقاومت نرم پذیری بالا است پس اگر بتوانیم سمنتیت لایه ای را به سمنتیت کروی تبدیل کنیم فولاد ما نرم و قابل نرم پذیر می شود در این حالت پس از تحول پرلیتوئیدی نرمش می دهیم تا فازهای سمنتیت کروی





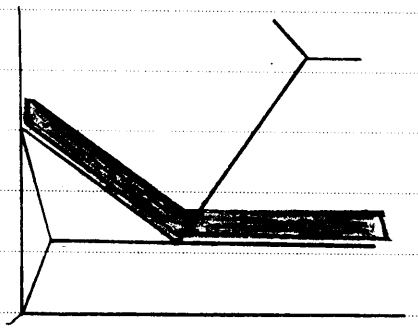
شکل عملیات نرم کردن: در این عملیات ترکیب را در حوالی دمای حرارت A_1 حرارت می دهیم و بعد نمونه را کوره سرد می کنیم یعنی با سرعت پائین سرد می کنیم در این حالت سمنتیت لایه ای تبدیل به سمنتیت کروی تبدیل می شود

موسسه مواد شریف

خاتمه عملیات : بعد از اتمام کامل نمونه در داخل کوره باید به طور کامل و یکنواخت تبدیل شود و این عمل زمان کافی جهت واکنش کامل در اختیار نمونه قرار می دهد . بهتر است که انتهای نمونه را در کنیم بعد نمونه را از کوره خارج کرده و در آب قرار دهیم چون اگر نمونه انتهای کنیم زاویه های مختلف ایجاد شده به زمان طولانی نیاز دارد و در نتیجه تبدیل به طور کامل و یکنواخت صورت نمی گیرد و در این حالت نمونه ترک خورده و قابل استفاده نمی باشد

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 فولاد بینیت یا مارتنزیت ایجاد می کنیم که بینیت نسبت به مارتنزیت دارای سختی کمتر و انعطاف پذیری بیشتر است



روش عملیات سخت کردن : ابتدا نمونه را در کوره قرار داده تا دمای بین ۳۰ - ۵۰ درصد بالای A_3 و برای فولاد یوتکتوئید بین ۳۰ - ۵۰ درصد بالای A_1 حرارت می دهیم و با سرعت عوامل سرعت بحرانی 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 داریم و هنگامی که سریع سرد می کنیم حاصل فقط مارتنزیت یا بینیت داریم در حالت یوتکتوئید نیز هم فازهای آستنیت و آستنیت داریم در این حالت چون در داخل مارتنزیت ساختار سمنتیت ریزدانه ای تشکیل داده می شود و ایجاد می کند بنابراین انرژی زیادی وارد که از گوشه های تیز فاز سمنتیت نمونه ترک خورد و سرعت ترک چون حرکت بالا است ترک در داخل فاز می ماند و از بروز مرزدانه ای که از ساختار سمنتیت ایجاد شده جلوگیری می کند و در نتیجه انرژی سرعت بالا است در داخل فاز تغییر می کند . برای همین خود بهتر است که ابتدا نمونه را نرمالیزه کنیم زیرا هرچه دانه های آستنیت ظریف تر باشد مارتنزیت نیز ظریف تر است .

تا اینجا عملیات حرارتی نرم کردن یا سخت کردن با کمک بهزاد چگونه می توان آن را تصحیح کرد اما گاهی خطا در سخت کردن علیرغم کامل بودن است چون برای ایجاد سختی نیاز کردن سیستم بالا می رود و همچنین فاز تردی می شود و ترک ایجاد می شود و همچنین توان باز شدن شکل نمونه غیر استفاده می شود

موسسه مواد شریف

۴. عملیات حرارتی تمپرکردن :

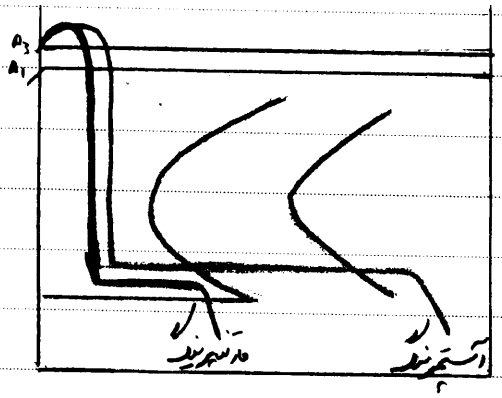
تمپرکردن بعدی تنش گیری کردن کربن است با آزاد کردن در نتیجه انعطاف پذیری و نرمی پذیری بیشتر می شود و تردی کم می شود و در نتیجه احتمال ترک خوردن کمتر می شود

۵. عملیات حرارتی سخت کردن منقطع (آستمپرینگ و مارتمپرینگ)

در این عملیات سطح مقاومتی خواص این را در می کنیم که سختی بالاتر و تردی کم داشته باشد و تنش های داخلی آن کمتر باشد با این سختی کمتر و انعطاف پذیری بیشتر که بسط منقطع پایینی می کنیم

مارتمپرینگ سخت کردن است که روی آن عملیات تمپر انجام نمی شود است نوع نقاط بالای A_3 می کنیم و دوباره این دو درجه حرارت این قدر حرارت می دهیم تا دمای اکوتکتوئید شود بعد آن را سریع تا درجه حرارتی حوالی M_s و کمی بالاتر سرد می کنیم و در این درجه حرارت نگه می داریم ($T > M_f$) که های این کار می توان تونه آستنیت را در دون حمام نمکی با دمای $M_s + 50$ درجه نگه می داریم در حقیقت قبل از تنش های حرارتی یا پایینیت استفاده می کنیم های تنش گیری کردن . وقتی از بالا سرد می کنیم می کنیم تا پس در نتیجه تنش های انقباضی سطح خارجی است با دمای M_s که نگه می داریم تا تبدیل آستنیت به مارتنزیت تنش گیری شود و قبل از اینکه از آستنیت پایینیت تشکیل شود نمونه را از حمام خارج می کنیم چون در حوالی نمونه نزدیک به M_s آلیاژ است در هوا به M_f می رسد و مارتنزیت تشکیل می شود به این مارتنزیت تنش گیری می گوید

در آستمپرینگ درجه حرارت از بالای M_s و بالاتر است از درجه حرارت مارتمپرینگ و همین می کنیم تا تبدیل شود به پایینیت و در نقاط ما پایینیت داریم



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

در بعضی حالت ها نیاز به سختی خیلی بالا نداریم و فقط سختی بالا می رود حفظ تردی بالا می رود و حفظ شکست زیادی می شود و لازم است سختی کمی نزول داده شود آن گاه آستمپرینگ و مارتمپرینگ می کنیم

در شکل دادن نیاز داریم تا حدی در مقاومت ها باشد پس نگاه می کنیم تا بتوانیم

موسسه مواد شریف

جلسه ی چهارم ۸۴،۹،۲۲

مقاومتی :

یکی از مهمترین خواص کاربردی فلزات درصد ماکزیمم فرم پذیری فلزات است. برای مثال ۲۵٪ فولاد نرمی a از طریق شکل بالا را محاسبه کنیم. ۲۰٪ از طریق رابطه کلی یا جداول بدست می آید.

- بررسی منحنی رفتار الاستیک و پلاستیک فلزات :

ماکزیمم فرم پذیری در صورت تغییر فرم پلاستیکی داشتنی است. تغییر فرم الاستیکی تا زمانی که اعمال نیرو در حد ارتجاعی باشد است و بعد از برداشتن نیرو به حالت اولیه برمی گردد. تغییر فرم پلاستیک تغییر فرم الاستیک است و آن جسم از تغییری که پس از برداشتن نیرو باقی می ماند تغییر فرم پلاستیک است.

وقتی که نیرو وارد می کنیم نمونه در جهت عکس العمل نیرو مقاومت نشان می دهد و از تغییر فرم جلوگیری می کند در نتیجه در داخل تنش ایجاد می شود بنابراین تنش را در حالت زیر تعریف می کنیم :

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

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

وقتی در جهت کشش نیرو اعمال می کنیم نمونه در جهت عکس تنش ایجاد می کند. ما می توانیم از سه جهت به نمونه اعمال نیرو کنیم از جهت کشش، فشاری و برشی یا نفوذی

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

چون در تنش در حالت تغییر فرم ثابت نگه می داریم به تنش ناشی از تغییر فرم ثابت یا تنش می دهد

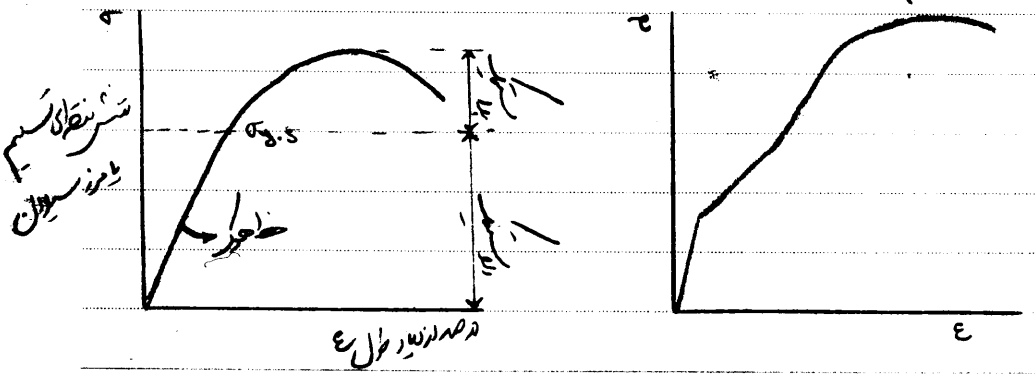
$$\sigma = f(\varepsilon)$$

چون تنش در حالت درصد ازدیاد طول رسم کنیم

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$$

نمودار $\varepsilon - \sigma$ بدست می آید

چون نمونه بصورت آمده است پس ممکن توسط انقباض سطح مقطع کشش



موسسه مواد شریف

بررسی منحنی $\sigma-\varepsilon$ یا $\varepsilon-\sigma$ بطور کلی رفتار الاستیک خطی را نشان می‌دهد و رابطه این قسمت خطی بین σ, ε بصورت

$$\sigma = E.\varepsilon$$

نوشته می‌شود که E مدول الاستیسیته نامیده می‌شود و یک مشخصه غیرحساس ماده است خواص مواد در اثر عملیات مختلف مانند عملیات حرارتی، عملیات سطحی، آلیاژ کردن و ... تغییر می‌کند ولی E را نمی‌توان تغییر داد مگر اینکه ماده را تغییر دهیم

E یک مشخصه غیرحساس ماده است و فقط با عملیات تغییر می‌کند

برای مثال E برای آهن با بیشترین و کمترین درجات خلوص تقریباً یکسان است یا اینکه عملیات حرارتی روی فولاد E را تغییر نمی‌دهد

E نیروی همبستگی بین اتم‌ها را نشان می‌دهد. نیروی همبستگی بین اتم‌ها تابعی از فاصله بین اتم‌هاست که در تعادل E است

از نظر تئوری راه‌های مختلفی است که از طریق کاهش یا افزایش دادن نیروی متداول E می‌توان تأثیر گذاشت.

همین ترتیب هم در مورد تنش برشی

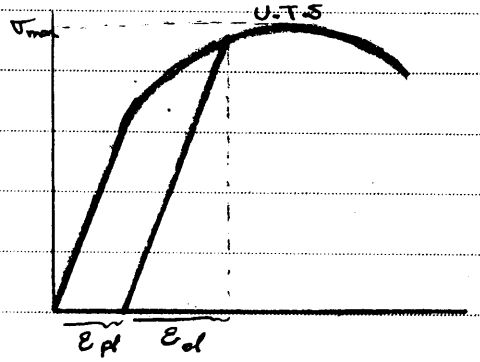
$$\tau \sim f(\gamma)$$

$$\tau = G\gamma$$ مدول برشی یا سختی

که G, E هر دو خاصیت ارتجاعی کریستال‌های نزدیک‌ترین صفحات اتمی به هم متقابل است

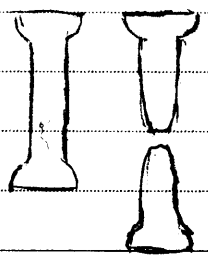
قسمت اول $\sigma-\varepsilon$ تغییرات بصورت خطی است و در این محدوده تغییر شکل بصورت الاستیک است

این تغییر شکل تا زمانی ادامه دارد که تنش از نقطه‌ای تسلیم بگذرد که با آن حد تسلیم نیز گویند یعنی جایی که فلز شروع به سیلان می‌کند از این نقطه به بعد تغییرات پلاستیکی می‌شود و تغییر شکل بعد از برداشتن نیرو برگشت‌پذیر نیست اما اگر σ کمتر از حد سیلان باشد بعد از رفع تغییر شکل برگشت می‌کند. بنابراین اگر در نقطه‌ای که تنش بیشتر از تنش نقطه‌ای تسلیم شود نیرو را برداریم اگر خط موازی قسمت اول که σ با ε رابطه‌ای خطی دارد (با این خط خط هوک گویند) رسم کنیم نقطه تماس خط با محور ε نشان می‌دهد که چه مقدار از تغییر شکل کلی در اثر این تنش بوجود آمده پلاستیک است و چه مقدار الاستیک و اگر نیرو برداشته شود چه مقدار از تغییر شکل برگشت‌پذیر است و چه مقدار نیست را می‌توان مشاهده کرد



تا وقتی که نمونه تحت تنش است تغییر فرم زیاد می‌شود اما به محض برداشتن تنش، σ تا صفر کم می‌شود و دوباره قسمت ارتجاعی کم می‌شود

هر چقدر نقطه تسلیم را بالاتر ببریم یعنی مقاومت تسلیم را بالا ببریم تغییر شکل پلاستیک نیز بیشتر می‌شود



موسسه مواد شریف

مقادیر مهم که در مورد آزمایش کشش به دست می آوریم عبارت اند از:

- تنش نقطه تسلیم: تعیین دقیق نقطه تسلیم و تغییر شکل پلاستیکی ناچیز و این دقت نیاز دارد به همین خاطر از آن کار چندانی انجام نمی دهیم اما در عمل وصفت این کار را انجام می دهیم بنابراین به جای دقت زیاد تغییر شکل پلاستیکی ۰.۲٪ نیز از آن نقطه تسلیم صحبی می کنیم و $\sigma_{0.2}$ را اندازه می گیریم که احتمالات آن با σ_y تنش تسلیم صحبی کم است.
- تنش Max یا U.T.S: با صدانگر استحکام کششی که مقدار نیروی کششی خارجی می تواند تحمل کند
- نمودار استیفنر: نمودار یک
- ع درصد ازدیاد طول نهایی: هر چقدر مواد نرم پذیری است هر چه درصد ازدیاد طول نهایی بیشتر و قابلیت نرم پذیری بیشتر
- ۹ درصد کاهش سطح: که این نیز مقداری برای نرم پذیری است

$$\%\text{درصد کاهش سطح} = \frac{A_0 - A}{A_0} \times 100$$

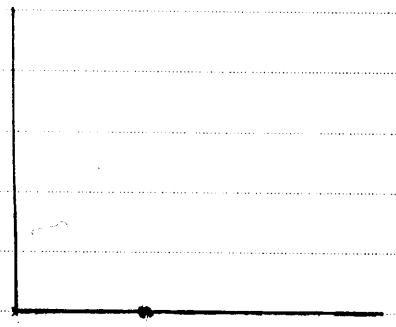
هر چقدر قابلیت نرم پذیری بیشتر باشد سطح مقطع تر می شود

آخرین نقطه تغییر فرم الاستیک بعد از برداشتن نیرو دیگر هیچ تغییری در سطح نمونه وجود ندارد آنچه مانند فولاد سرامیک که سطح شکست آنها تغییر فرم ندارد و با همان سطح انقطاع می شکنند و آخر دو سر شکسته سهل را در کنار هم قرار دهیم هیچ کاهش سطحی دیده نمی شود

منحنی در نرم است به این شکل است که تا نقطه Max نمونه تقریبا تمام طول دارد و بعد در نقطه Max دچار جمع شدگی می شود و از آنجا می شکند. هر چقدر نمونه قابلیت نرم پذیری بیشتری داشته باشد سطح شکست باریک تر می شود

با انجام آزمون کشش می توانیم قابلیت نرم پذیری یا مواد مختلف را با هم مقایسه کنیم حتی برای مثال از نمونه ای آزمایش کنیم که کمتر قابلیت نرم شدن از خود نشان می دهد و آن نمونه ای است که نقطه شکست سهل است، همین تردیک نمونه ای ماتریس دارای خواص کاملا خاص خود است در حقیقت نمونه ۳-۵ مقداری برای E است و تشخیص نوع آن را

و مقادیر که در روی آن نمونه است



موسسه مواد شریف

با دقت داریم که با تغییر دما حرارت تولدار ΔT تغییر می‌کند زیرا E ثابت و دما حرارت تغییر می‌کند نیز داده‌های کریستالی است و داده‌های خاصیت انرژی‌زدگی $\frac{1}{2}$ و جهاد E های حالات مختلف شبکه‌ی کریستالی $\frac{1}{2}$ متفاوت است

← دسته‌های سلیم در داخل نیز چه تغییراتی رخ می‌دهد؟

وقتی از فرزات اعمال نیرو می‌کنیم دقت؟ فرزسیالان می‌سیم صنعتی است یعنی از صنعت کریستالی با نام صنعتی لغزش در جهت یعنی از جهت کریستالی با نام جهت لغزش سازی می‌کند؟ توضیح. چون صنعتی لغزش با نام جهت لغزش در سیستم لغزش می‌کنیم و همسه جهت لغزش بردی صنعتی لغزش می‌کند خواهد است

صنعت لغزش صنعتی هستند که با Max تعداد اتم $\frac{1}{2}$ پرسیمو کمه‌ای بیشتر دارد و در حالت عمومی لغزش صنعتی (۱۰۰) صنعتی با عمه هستند کریستال صنعتی لغزش است که Max تعداد اتم $\frac{1}{2}$ دارد و در حالت FCC صنعتی (۱۱۱) است. Max تعداد اتم $\frac{1}{2}$ پرسیمو کمه است بنابراین صنعت $\frac{1}{2}$ که داده‌های بر صنعتی FCC هستند

بر بنیاد، آهن ۱۲ صنعت لغزش صنعت خانواده‌ی {۱۱۲} است یعنی در حالت ۸ صنعتی لغزش است که به علت تقارن ۴ صنعتی لغزش در نظر گرفته می‌شود

وقتی از نقطه‌ای تسلیم یا فرزسیالان می‌سیم سیستم‌های لغزش بردی سیم سازی فرزسیالان می‌شود

آزمایش‌های زیادی می‌دهیم از یک فلز مثلاً مس در جهت‌های مختلف کریستال از آن جدا می‌کنیم تا روی آن‌ها تست کشش انجام دهیم هر کدام از نقطه‌ای تسلیم به دست می‌آوریم و متوجه می‌شویم که اگرچه همگی این‌ها یک کریستال مس هستند اما در نقطه‌ای تسلیم با هم اختلاف دارند.

در حقیقت تنش برشی به علت این تغییر نقطه‌ای تسلیم است که آن هم به علت لغزش سیستم‌های لغزش بردی سیم می‌شود و تغییر فرم پلاستیک به علت می‌شود تنش برشی حاصل از تنش کریستال است. وقتی توانایی برای هر دو سیستم‌های لغزش با جهت‌های مختلف می‌رسد صنعت لغزش سازی لغزش می‌کند و علت اختلاف نیز همین است زیرا هر دو از این یک کریستال جهت کریستال حاصل خود را دارد در نتیجه زاویه‌ای که جهت لغزش با جهت کشش و جهت تغییر فرم می‌سازد متفاوت است و در نتیجه تنش برشی متفاوت است

سیم: $\tau = \sigma \cos\lambda \cdot \cos\phi$

λ: زاویه‌ی لغزش با جهت کشش

ϕ: زاویه‌ی لغزش با جهت تغییر فرم

موسسه مواد شریف

با توجه به رابطه براگ شکست زمانی رخ می‌دهد که θ حدی می‌رسد تا شکست آغاز می‌شود. با شکست، جهت بردی به کریستال وارد که در جهتی که شکست رخ نمی‌دهد. طول d به شکست کشش و جهت کریستالوگرافی یک کریستال شکست دارد، این جهت بردی را جهت کریستالی اولین جوانه شکست دارد.

از رابطه براگ شکست همچنان می‌توانیم نتیجه بگیریم که θ_{max} زمانی می‌شود که $\lambda = x_0 = 45°$ یا نهایه $\theta = 0.5\pi$ می‌شود.

جلسه نوزدهم ۸۳/۹/۲۴

وقتی جوانه‌ها، تنش‌ها، جهت‌ها، بعد از رسیدن صفات شکست مشخص از جهت کریستالی شروع می‌شود، شکست به صفحه شکست و جهت شکست یک سیستم شکست گویند. جوانه‌ها، تنش‌های شکست حاصل از تنش کشش می‌شود از رابطه‌های شکست بدست آمده که به جهت شکست بستگی دارد و طول d و صفحه‌ای از سیستم شکست آغاز می‌شود. وقتی θ بالا می‌رود تنش روی تمامی صفحات اعمال می‌شود اما صفحه‌ای که دارای سیستم شکست است یک صفحه است که در جهات بیشترین تری نسبت به جهت اعمال تنش‌ها قرار دارد ابتدا شروع به شکست می‌کند که آن صفحه‌ای شکست اصلی گویند. در حقیقت با زیاد شدن θ این صفحه زودتر به صدمه می‌رسد.

حال بررسی کنیم سیستم‌های شکست فلزات با شبکه‌های کریستالی HCP (مثل تیتانیم روی) شروع می‌کنیم زیرا علت داشتن تنها یک صفحه‌ای شکست که تا عمق‌های هفتم گزارش است سیستم‌های شکست فلزاتی است و بررسی شکست سیستم‌های شکست آن سهل‌تر است نسبت به بقیه‌ای که دارای شبکه‌های کریستالی FCC است که دارای ۱۲ سیستم شکستی است.

در اثر اعمال تنش حول بردی عمل می‌شود و صفحات صفحه‌ای می‌شود وقتی تنش‌ها به شکست رسیدند بعد از تغییر شکل x_0 بزرگ شده و λ_0 کوچک می‌شود. در اثر اعمال تنش و تغییر شکل در حقیقت تغییر جهات کریستالی رخ می‌دهد و صفحات می‌چرخند بنابراین وقتی x_0 و λ_0 تغییر می‌کند θ تغییر می‌کند.

حال برای تغییر شکل و اعمال تنش به یک کریستال با ساختمان کریستال FCC بررسی کنیم در سیستم FCC ۸ صفحه‌ای شکست داریم که علت تعادل ۴ تا آتم‌ها در تقارن‌های کریستالی که هرکدام آتم‌ها کمک به ۳ جهت شکست می‌توانند شکست بدهند بنابراین ۱۲ سیستم شکست داریم.

موسسه مواد شریف

تفاوت عمده بین ساختار FCC و HCP این است که تعداد سیستم‌های لغزش آن‌ها متفاوت است. HCP

از بین ۱۲ سیستم که در آن پیش‌بینی لغزش اصلی ما تشکیل می‌دهد. وقتی یک تک‌بلورستال FCC اعمال تنش می‌کنیم روی تمامی سیستم‌ها تنش لغزشی وارد می‌شود. ولی حداقل تنش لغزشی حداقل است آن سیستمی که تنش اعمال تنش لغزشی جهت کمتری نسبت به بقیه (۰.۴۸ λ) نسبت برداشته باشد) زودتر جهت حرکت می‌کند و به لغزش می‌پردازد و شروع به لغزش می‌کند. در این حین چون در اثر تغییر مکان حرکت نه اثر تغییر ۰.۴۸ λ تغییر می‌کند و در اثر این تغییرات صفحه‌ای دیگری از ۱۱ سیستم لغزش احتمالی می‌رسد و سیستم لغزشی عوض می‌شود و همین ترتیب در اثر اعمال نیرو و تغییر مکان سیستم‌های لغزش تغییر می‌کنند

در اینجا ما در این پنج گام جدا نوشتیم بودیم یک صفحه‌ای استرو دیاگرام در نظر بگیرید صفحات الگو که صفحات لغزش است ۳ جهت لغزش است که ۱۲ سیستم لغزش داریم صفحات لغزش (۱۱۱)، (۱۱۱)، (۱۱۱) و (۱۱۱) هستند و در جهت لغزش [۱۱۰]، [۱۰۱] و [۰۱۱] آن سیستمی که اول شروع به لغزش می‌کند که ۰.۴۸ λ فشار برشی است. ۱۱ سیستم دیگر داشته باشد سیستم اصلی لغزشی است

اگر یک کریستال بیرون یک شبکه و وردی صفحه‌ای استرو دیاگرام علاوه بر سیستم‌های لغزش محور یک بلورستال هم صفحه نیم و فشاری ۰.۴۸ λ گذاشته‌ایم از لوله از محور یک کریستال با صفحات لغزش و جهات لغزش و در نظر بگیرید ما می‌توانیم بفهمیم که کدام سیستم فشار برشی است آخر محور یک کریستال و در نقطه بگذارید. این کار را برای هر نقطه از صفحه‌ای استرو دیاگرام انجام می‌دهیم و صفحه‌ای استرو دیاگرام را به مناطق تقسیم‌بندی می‌کنیم برای مثال اگر محور یک کریستال در قسمت استفاده بیفتد سیستم B2 اولین سیستم لغزشی است و به این ترتیب تقسیم‌بندی صفحه‌ای با استرو دیاگرام را انجام می‌دهند

بعد از تغییر فرم محور یک کریستال باید می‌دانند اندازه‌ای ۰.۴۸ λ تغییر می‌کند و صفحات جابجا می‌شوند اما ما نمی‌دانیم صفحات از دیاگرام تغییر نکنند محور یک کریستال تغییر می‌دهیم و زاویه ۰.۴۸ λ بدست می‌آوریم و در این حالت سیستم لغزشی که مساوی ۰.۴۸ λ داشته باشد و فرار سیدن برسد به عنوان سیستم لغزشی دوم شروع به لغزش می‌کند و از این به بعد دو سیستم لغزش می‌کنند

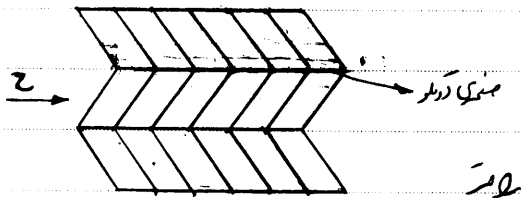
موسسه مواد شریف

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

پدیده‌ی بعدی که در اثر اعمال نیرو اتفاق می‌افتد آن است که دوقلوهای مکانیکی ظاهر می‌شوند. در موقع تغییر شکل پلاستیک هگزاگونال نسبتاً زیاد، در مورد بعضی از فلزات در حدود ۲۵ از سیستم‌های لغزشی کریستالی به طور همزمان شروع به جابجایی می‌کنند و ترتیب نسبتاً منظمی از جابجایی‌ها به وجود می‌آید که صورت متقارن خود را حفظ می‌کنند.

دو دوقلوهای مکانیکی مانند نوشتن صفحات دوقلو وجود دارند. وقتی که تغییر شکل پلاستیک به توسط لغزش سیستم‌های لغزشی به وجود می‌آید شکل یا بافت‌های مثل دوقلوهای مکانیکی به سیستم‌های لغزشی کم هستند یا در اعمال نیروهای ضربه‌ای یا تغییر شکل‌هایی که در دمای پایین انجام می‌شود به طور کلی در حالت‌هایی که لغزش سیستم‌های لغزشی امکان‌پذیر نباشد یا سخت‌تر انجام شود تشکیل دوقلوهای مکانیکی رخ می‌دهد. تغییر شکل دوقلوهای مکانیکی حالت فوق العاده کم است. در سیستم‌های هگزاگونال بسیاری تغییر شکل دوقلوها تحکیم می‌کند. لغزش سیستم‌های لغزشی، مقدار تغییر شکل یا ناصافی اتم‌ها از صفحه‌ی لغزش ارتباط دارد و وجود فاصله بیشتر بین صفحات تغییر شکل بیشتر است. در صورتی که در سیستم‌های لغزشی محل اتم‌ها در جهات جابجایی ناصافی اتم‌ها بسیاری ندارد

در مقدار بسیار کمی دوقلوها به وجود می‌آیند. به دو دسته‌ی دوقلوهای مکانیکی و دوقلوهای حرارتی تقسیم می‌شوند. دوقلوهای حرارتی دوقلوهایی هستند که بعد از عملیات حرارتی و دوقلوهای مکانیکی بعد از تغییر شکل پلاستیکی به وجود می‌آیند. این دو نوع تغییر شکل دوقلوها در بسیاری سلول‌های بدن نوزاد مشخص دارد



اگر تنش‌های لغزشی بر روی جابجایی‌های سه اندازه‌ی یک پارامتر بر اندازه‌ی تغییر شکل آن پارامتر تنش نوری بنامیم بعد این مقدار بر حسب پارامتر به طور تجربی برای بسیاری از فلزات در حدود 10^{6} - 10^{5} بر مقدار تنش نوری است که برای بسیاری از فلزات به دست آورده‌ایم متوجه می‌شویم که مقدار تنش نوری 10^{6} - 10^{5} بر مقدار تنش برشی است که برای بسیاری از فلزات به دست آورده‌ایم.

از این نتیجه گرفته می‌شود که مکانیزم تغییر شکل پلاستیک حرکت با لغزش صفحات سیلیس امری رایج‌تر است و در حقیقت مکانیزم دیگری وجود ندارد. در سال‌های 1934 - 1936 اوروان، پولانی و تیلور به مکانیزم تغییر شکل پلاستیک پی بردند که نظری عطف تحقیقات بسیاری بود زیرا که پیدا کردند

موسسه مواد شریف

و سازنده قضیه شکل پاسکال به این طور تعریف می‌کند که در داخل یک بیضی یک نقطه وجود دارد که در آن اضلاع شش ضلعی محاط در بیضی روی هم اصلاع تقاطع و جهت نقطه تقاطع قضیه پاسکال ایجاد می‌شود. نقطه هم یا جوابی از نقطه تقاطع خاص خودش را دارد

با جای به وجود است من توان تعریف خود را در ارتباط با نوا قطع بیضه بگذارد در حقیقت هر نقطه هم یا جا

است

در ارتباط با تعریف قضیه پاسکال به این طور عرض می‌کنیم که

یک بیضی را می‌کشیم و دو وتر داخل بیضی را بدون می‌کشیم و یک ضلعی مثل AB را

وارد بیضه می‌کنیم در این حالت در تمام بیضی احتمال ایجاد می‌شود سه Mono جا جا

و احتمال در بیضه بیضی با هم یا انتهای یک ضلعی (B) سر خط نا جایی نوشتن در

از حرکت خط نا جا روی ضلعی نوشتن قضیه پاسکال ایجاد می‌شود

حال اگر بخواهیم که نا جا را هم با سه رأس ضلعی در نظر ایجاد کنیم در نظر ایجاد منطبق

بیضه این حالت نا جا در سه رأس ضلعی در نظر ایجاد کنیم در سه جهت برداریم از نظر ایجاد

سر برخورد با دیگر هر جفت دو به دو اضلاع در سه جا جا نقطه تقاطع می‌شود مجموعه

هر دو ضلع را با خط نا جا می‌توانیم بسازیم و از روی همین زاویه می‌توان این نا جا را

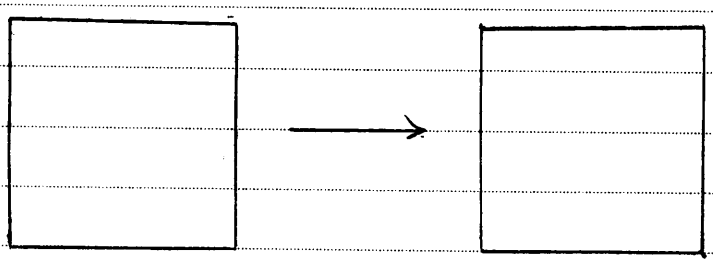
- اگر طوری جفت خط نا جا با بیضه حاصل نا جا برای است که با آن ۱ می‌شود

و در این حالت یک بیضی را ایجاد می‌کند

- اگر دیگر هر جفت دو به دو با خط نا جا بیضه یک بیضی می‌شود و با ۰ نمایش داده می‌شود

- اگر دیگر هر جفت دو به دو از غیر از دو تای وجود داشته باشد آن نا جا نقطه تقاطع بیضه آن

۲ نا جا برای بیضی تقسیم کرد



موسسه مواد شریف

۸۴/۹/۲۹ حسن سیستم

علت اختلاف بین تنش شکست لایه‌های تغییر شکل پلاستیکی لایه‌های عمل به توجه به حرکت نابجایی‌ها و تنش می‌تواند توضیح داده. از حرکت و جابجایی خط نابجایی می‌توان تغییر شکل پلاستیکی ایجاد کرد

نابجایی‌ها می‌توانند در بین جای تغییر شکل یافته و جدا شده تغییر شکل پلاستیکی به‌وجود آورند. فرز نابجایی‌ها می‌توانند اختلاف 10^{-4} cm ایجاد کنند. معیار حرکت نابجایی‌ها دستور دهنده تولید که به‌صورت لایه‌ای یا لایه‌ای و پیچیده‌ای و مختلط وجود دارد

اگر بخواهیم استحکام‌های ذره‌ای شکست را بدانیم به حرکت نابجایی‌ها بدانیم توانایی جابجایی آنها شکست هم‌زمان در سطح حرکت نابجایی حرکت آن تا شکست می‌کند و استحکام خود را بالا می‌برد برای اینکه بتوانیم با حرکت ادامه دهیم باید نابجایی‌ها دور بزنیم یا از دیسلوکیشن‌ها بپرسیم که تنش اعمال شده مانع محیط نرم باشد می‌تواند سر حرکت خود عوض کند. روش‌های جدید است که سعی می‌کنیم فاز دوم را ظریف و بکشیم تا نابجایی‌ها بیشتری بتوانند شوند و استحکام بیشتر می‌شود. در حقیقت خود مرز دانه‌ها مانع حرکت نابجایی هستند. بنابراین با هر مرز آبندی که بتوانیم از حرکت نابجایی‌ها جلوگیری کنیم یا حرکت نابجایی‌ها صعب کنیم یا علت بالا رفتن استحکام می‌شود مانع در سطح‌های لغزشی می‌توانند مانع نیروهای یا نیروان تنش باشند هرچه در سطح‌های لغزشی بیشتر باشد می‌توانند باعث بهبود خواص مکانیکی شود. برای مثال وقتی آلیاژ می‌کنیم سطح‌های لغزشی به‌علت اختلاف سطح عنصر اصلی و اتم‌های عنصر آلیاژی باز یا جمع می‌شود که میدان تنش است و باعث بهبود خواص مکانیکی می‌شود

اگر بعدی یا غلظت دانسیته نابجایی‌ها را به‌صورت زیر تعریف کنیم و آن طول‌هایی از نابجایی‌ها تنش لغزشی دهد از اعمال تنش لغزشی اندازه بدهیم خواهیم دید که دانسیته 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 تا 10^{16} نابجایی بر cm^2 است و با این حساب دانسیته نابجایی‌ها بر cm^2 چگونه است

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

از طول حرکت نابجایی‌ها تنش برشی $\frac{\mu b}{L}$ حاصل می‌شود و تغییرات نرم ایجاد می‌شود و علاوه بر آن اگر دانسیته نابجایی‌ها زیاد می‌شد تنش برای اعمال می‌کنیم فقط باعث تولید نابجایی‌ها و تغییر شکل پلاستیک می‌شود علاوه بر این نابجایی‌ها باعث ایجاد نابجایی‌های ثانویه نیز می‌شود. تنش لازم اعمال می‌کنیم تا تغییر شکل علاوه بر اینکه نابجایی‌ها حرکت دهد از مانع راحتی بگذرد استفاده می‌کند و نابجایی‌های ثانویه را نیز ایجاد می‌کند

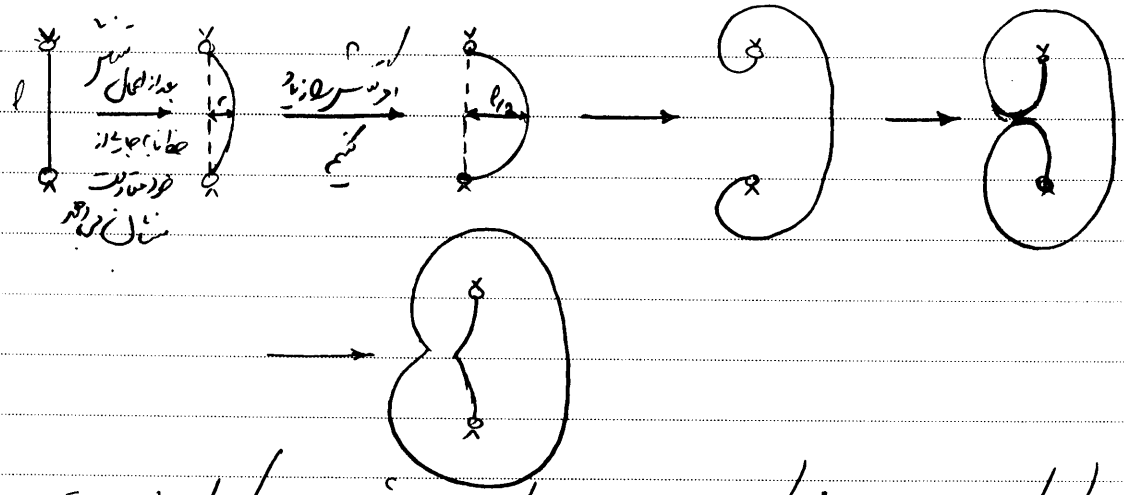
موسسه مواد شریف

در حقیقت با حرکت نابجایی تنش وارد بر ماده کم و تغییر شکل پلاستیک رخ می‌دهد. نابجایی‌ها بر خود نابجایی‌ها نیرو وارد می‌کنند و با هم تعامل دارند. تعامل بین نابجایی‌ها می‌تواند دافعه یا جاذبه باشد. نابجایی‌ها از مرزدانه‌ها، مرز فازها، ذرات دوم و ... عبور نمی‌کنند و در آنجا انباشته می‌شوند. این انباشتگی باعث ایجاد تنش برشی در نابجایی‌های بعدی می‌شود و در نهایت نابجایی‌ها یا متوقف می‌شوند یا از مرز دانه عبور می‌کنند.

نابجایی‌ها در صفحات لغزش خود حرکت می‌کنند. اگر صفحه لغزش نابجایی‌ها با مرز دانه موازی باشد، نابجایی‌ها در مرز دانه انباشته می‌شوند و تنش برشی لازم برای حرکت نابجایی‌های بعدی افزایش می‌یابد. اگر صفحه لغزش نابجایی‌ها با مرز دانه زاویه داشته باشد، نابجایی‌ها می‌توانند از مرز دانه عبور کنند و انباشتگی نابجایی‌ها کاهش می‌یابد.

نابجایی‌ها در صفحات لغزش خود حرکت می‌کنند. اگر صفحه لغزش نابجایی‌ها با مرز دانه موازی باشد، نابجایی‌ها در مرز دانه انباشته می‌شوند و تنش برشی لازم برای حرکت نابجایی‌های بعدی افزایش می‌یابد. اگر صفحه لغزش نابجایی‌ها با مرز دانه زاویه داشته باشد، نابجایی‌ها می‌توانند از مرز دانه عبور کنند و انباشتگی نابجایی‌ها کاهش می‌یابد.

حلقه‌های نابجایی که در اثر عبور نابجایی‌ها از مرز دانه ایجاد می‌شوند، باعث ایجاد تنش‌های داخلی زیاد می‌شوند. این تنش‌های داخلی زیاد می‌توانند حرکت نابجایی‌های بعدی را کند کنند و حتی متوقف کنند. حلقه‌های نابجایی که در اثر عبور نابجایی‌ها از مرز دانه ایجاد می‌شوند، باعث ایجاد تنش‌های داخلی زیاد می‌شوند. این تنش‌های داخلی زیاد می‌توانند حرکت نابجایی‌های بعدی را کند کنند و حتی متوقف کنند.



نابجایی‌ها در صفحات لغزش خود حرکت می‌کنند. اگر صفحه لغزش نابجایی‌ها با مرز دانه موازی باشد، نابجایی‌ها در مرز دانه انباشته می‌شوند و تنش برشی لازم برای حرکت نابجایی‌های بعدی افزایش می‌یابد. اگر صفحه لغزش نابجایی‌ها با مرز دانه زاویه داشته باشد، نابجایی‌ها می‌توانند از مرز دانه عبور کنند و انباشتگی نابجایی‌ها کاهش می‌یابد.

موسسه مواد شریف

اما اگر خطا به جای پله، پله باشد با مکانیزم حلقه زدن خط نابجایی می‌تواند دور بزند و به حرکت خودش ادامه دهد

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

یکی از روش‌های بالا بردن استحکام و مقاوم کردن فلزات افزایش استحکام توسط تغییر فرم سرد است

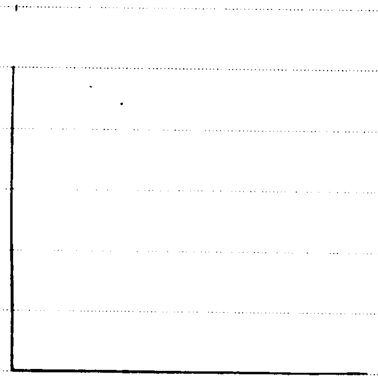
جلسه‌ی بیست و دوم

می‌دانیم دو راهی که ما می‌توانیم استحکام فلزات را افزایش دهیم از روش تغییر شکل پلاستیکی سرد است

تصمیم به بررسی رفتار پلاستیکی و الاستیکی مواد و σ-ε را می‌گیریم. منحنی‌های این مواد با این رفتار نشان می‌دهد که فلزات توسط تغییر شکل پلاستیکی استحکامشان افزایش می‌یابد زیرا با افزایش تغییر شکل پلاستیکی تنش لازم برای ادامه‌ی تغییر فرم در نتیجه افزایش پیدا می‌کند

می‌بینیم از جایی که تغییر شکل پلاستیکی شروع شده است مقاومت در برابر نیروی خارجی بیشتر می‌شود و نمونه مستحکم‌تر می‌شود. مثال اگر 30% تغییر شکل بدهد به تنش نیاز دارد برای زیاد شدن تغییر شکل باید تنش اعمالی نیز زیاد شود. در هنگام تنش ... مرتبا مقاومت فلز را در برابر نیروی خارجی زیادتر می‌شود که اصطلاحا 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 از شیب خط هوک است $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$



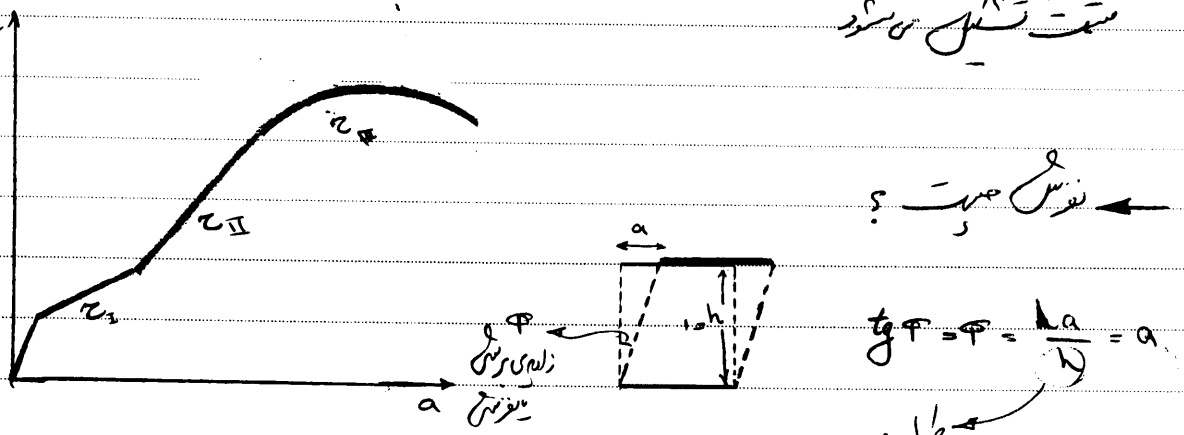
← چرا ماده سخت می‌شود
برای مطالعه از یک تک کریستال شروع می‌کنیم
زمانی که مرزدانه و تاثیر آن حذف می‌شود
در حقیقت مرزدانه که به نقص ۲ بعدی محسوب می‌شود حذف می‌شود

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

موسسه مواد شریف

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؟ برای تنشی $\lambda = 0$

فرض می‌کنیم در این یک کریستال یک سیستم تنشی وجود دارد که سخت‌ترین سیستم ۱۲ سیستم تنها جهت بردی مناسب‌تر برای انجام دوقلویی است در این حالت τ_3 را رسم کنیم به این صورت می‌شود که از ۳ مرحله تشکیل می‌شود



← تنش جهت ؟

← طول نقاط

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

← در داخل تنش اتفاق می‌افتد؟

وقتی که یک تک کریستال اعمال بردی می‌کنیم چون یک سیستم است تنها مناسب‌تر تنش روبه‌رو است با افزایش تنش تنها از این سیستم اصلی که $\lambda = 0$ و λ مناسب‌تر است مقدار آن بزرگ‌تر شده حرکت نابجایی شروع می‌شود و حرکت نابجایی بردی سیستم دی تنسر چون تنش‌های تنشی بیشتر است سیستم دوقلو تنسر است سر مقدار مستحکم شدن کم است و شیب تنش کم است هیچ پیشرفتی نکند شدن مستحکم شدن بیشتر است

دوقلویی τ_{III} مقدار مستحکم شدن افزایش می‌یابد و اینجا نابجایی‌ها در روی آن سیستم تنشی حرکت می‌کنند هم‌زمان می‌کنند دوقلویی‌ها شروع می‌کنند و نابجایی‌های غیرمتحرک بوجود می‌آیند حال تنش تنسر اعمال می‌کنیم نقطه‌ای که حرکت نابجایی متوقف می‌شود یعنی نابجایی‌ها بوجود آمدن نابجایی‌های

موسسه مواد شریف

از آن ناحیه‌ی عبور می‌کند. هرچه طبقه‌ی ناحیه‌ای ایجاد می‌شود تا این طبقه‌ای ناحیه‌ای back entrance طبقه‌بندی کرد استفاده می‌کنیم هم باید ناحیه‌ای با حرکت دهنده هم‌جنس این back entrance طبقه‌ای هم‌باید باشد ایجاد شود در اصطلاح به اینجا جفت‌گیری گفته می‌شود زیاد می‌شود

از آن ناحیه‌ی عبور می‌کند هم‌باید ناحیه‌ای وجود می‌آید مقاومت بیشتر حرکت در مقابل نیروی خارجی زیاد می‌شود و هم‌ای ادامه‌ی حرکت ناحیه‌ای نیاز به نیروی بیشتری داریم. در اینجا این ناحیه‌ای که از آن عبور می‌کند ناحیه‌ای که از آن عبور می‌کند مواضع عبور می‌کند و ناحیه‌ای که از آن عبور می‌کند مواضع می‌رسد یک تقاضای وجود می‌آید هوای عبور تغییرات به‌صورت حضور ادامه‌ی می‌کند

$$z = z_0 + Gb\sqrt{N}$$

ناحیه‌ای که از آن عبور می‌کند

در تست سوم با بازه‌ی حساب. در اینجا ناحیه‌ای که از آن عبور می‌کند مواضع مرکز گرفته‌اند سر خودشان را تغییر می‌دهند هم‌صفت نوشتن هم‌باید می‌روند هم‌ناحیه‌ای که از آن عبور می‌کند نشان می‌دهند و می‌توانند صفری نوشتن خودشان را عوض کنند در برروی صفت نوشتن هم‌باید حرکت خودشان ادامه دهند. توسط نوشتن ناحیه‌ای که از آن عبور می‌کند مواضع دیگر صفری ادامه‌ی حرکت می‌دهند و چون این قسمت کمک می‌کند فشار بالاستیکی تا حاصل باید. می‌فهمیم که در اثر تغییر فرم خاصیت ارتجاعی ایجاد می‌شود علت وجود آمدن مواضع هم‌باید در سر راه ناحیه‌ای که از آن عبور می‌کند هم‌ناحیه‌ای که از آن عبور می‌کند هم‌باید که وجود می‌آید back entrance دارد که باید غلبه کنیم این back علاوه بر آن ناحیه‌ای که حرکت دهنده‌ها ایجاد تغییر فرم

حال بدون نیرو فرض کنید سیستم مناسب‌تر از تغییری سیستم آزاد است باشد در این حالت کفش z_1 (easy glide) قدت می‌شود و نیز یک تریستال با نیروی تعدد تغییر فرم آغاز می‌شود یعنی هم‌باید سیستم در جهت کمتری مناسب‌تری مقاومت کند با هم از سیال می‌رسند و هم حرکت می‌کنند

حال اگر مزدوا را در نظر بگیریم مقاومت تریستال بیشتر در این حالت اول تغییری رخ می‌دهد این ایرادی شروع تغییر فرم بالاستیکی ناظر می‌انجام. چون هردا از یک جوانه وجود می‌آید و هردا از نظر جهت‌گیری تریستالی با دانه‌ی دیگر متفاوت است بنابراین احتمال دارد مرزهای عضی از دانه‌ها توجه به جهت‌گیری تریستالگرامی با بعضی از سیستم‌ها مرزهای عضی از نظر انرژی هنوز تراکم بیشتری نرسیده باشد. لذا مکان‌هایی که تریک دانه جهت‌گیری مناسب‌تری کند و زودتر به حد بحرانی خود برسد شروع تغییر فرم کند یعنی باید از کل سیستم خارج می‌شود را انتقال ندارد

موسسه مواد شریف

بی‌نهایت وقتی مفهوم پیدا می‌کند که در حین آن تغییر ماهیت نداشته باشیم اگر مکانیزمی باشد با تغییر فرم تک دانه در شکل‌های کریستالی با تغییری ایجاد شود در این حالت اصلاً تغییر فرم پلاستیکی نداریم زیرا در حین آن ماهیت نمونه عوض می‌شود. بنابراین شروع تغییر فرم با تأخیر انجام می‌شود. می‌توان گفت آن مرحله تغییر فرم پلاستیکی آغاز می‌شود که همه‌ی دانه‌ها بتوانند تغییر فرم دهند و انسجام نیز حفظ شود و تغییر نکند. و بیان شروع تغییر شکل پلاستیکی نمونه تماماً اتفاق می‌افتد که حداقل در هر دانه ۵ سیستم لغزشی و هر کدام مستقل باشد که در آن زمان انسجام پیوستگی تولید که انسجام نیز حفظ شود

وقتی نابجایی‌ها حرکت می‌کنند و مرز دانه‌ها برخورد می‌کنند هر چه مرزدانه‌ها بیشتر باشند موانع بیشتری در مقابل نابجایی‌ها قرار دارد. هر چه تعداد دانه‌ها بیشتر باشد به این معنی است که تعداد مرزدانه‌ها نیز بیشتر می‌شود و همین عامل باعث می‌شود که اندازه‌ی دانه در حقیقت دانسیته‌ی مرزدانه‌ها در چگالی نابجایی‌ها تأثیر بگذارد. در معادله‌ی زیر می‌توان تأثیر قطر دانه‌ها را بر روی σ به دست آورد

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

قطر متوسط دانه

باید تأثیر استحکام نابجایی‌ها که در اثر اعمال تنش ایجاد می‌شود را نیز در نظر گرفت بنابراین داریم

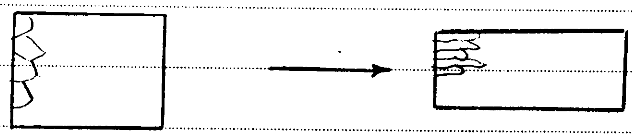
$$\sigma = \sigma_0 + \Delta G_d + \Delta G_{GB}$$

در ارتباط با استحکام دانسیته‌ی نابجایی‌ها

در حالت کلی یک رابطه‌ی عام می‌توانیم بنویسیم که تمام موارد 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 ماکروسکوپی صورت می‌گیرد. دانه‌ها کشیده می‌شوند و خودشان را در جهت تغییر فرم منظم می‌کنند. البته در حین تغییر فرم حجم ثابت می‌ماند. در این حالت ساختمان ماکروسکوپی جهت‌دار می‌شود که به آن تکسچر تغییر فرم گویند



۱ ۲

موسسه مواد شریف

دراین حالت اگر از نخود ۱ مثل نوار ایجاد نیرو و تغییر فرم ۲ نخود آزمایش می در جهت عمود دیگر اعمال نیرو کنیم
دو جهت دارای خاصیت ... می باشند و به این حالت می گوییم فلز با دارای خواص ایزوتروپی
است . اگر در حالت ۲ یعنی بعد از اعمال نیرو و تنش و تغییر فرم ۲ نخود در جهت عمودی و
افقی بر دارم : حالت مشابه هم جهت شبکه در ساختار شبکه مکعبی نخود پیش آمده الهت
است دو نخود نیاز خواص یکسان ندارند و استحکام نخودی که در جهت افقی (هم جهت با تنش)
شبکه بلوری است بالاتر است

نکته ای قابل توجه این است که تمام این تغییرات و نمودار ۹-ج تا ۹-ه های فلزات دیگر را
که استحکام می شوند مانند آلیاژ مس استحکام پذیری نمودار ۹-ج و ۹-ه
بعد از رسیدن به نقطه ای تسلیم خط افقی می شود

موسسه مواد شریف