

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ



انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد، شماره ۱۰۰

اصول متالورژی مکانیکی

تالیف : و. ج. مک تریگورتکارت

ترجمه

علی حائریان اردکانی

بهمن ماه ۱۳۶۶

This Book has been translated from the English edition of:
William John McGregor Tegart's
Elements of Mechanical Metallurgy
Macmillan Publishing Company, New York,
Collier Macmillan, London, 1966

by:

Ali Haerian Ardakani,
Associate Professor, Ferdowsi University of Mashhad
With kind permission of the author.

مشخصات کتاب

اصول متالورژی مکانیکی

تألیف : ویلیام جان مکگریگور-تگارت

ترجمه : دکتر علی حائریان اردکانی

ناشر : انتشارات دانشگاه فردوسی (مشهد)

تیراژ : ۲۰۰۰ جلد

تاریخ انتشار : بهمن ماه ۱۳۶۶

چاپ : مؤسسه چاپ و انتشارات دانشگاه فردوسی (مشهد)

قیمت : ۹۱۵ ریال

فهرست مطالب

فصل اول

۱	رابطه‌های تنش – کرنش در کشش استاتیکی و دینامیکی (ایستا و پویا)
۱	مفهوم تنش
۳	مفهوم کرنش
۴	رفتار کشسان
۷	انتقال از رفتار کشسان به مومسان ، نقاط تسلیم
۲۰	ناپایداری مومسان : ایحاد گردنه
۲۴	شکل‌پذیری (نرمش)
۲۷	ویژگیهای ماشینهای آزمایش کشش
۳۰	تاثیر دما روی خواص کششی
۳۷	تاثیر نرخ کرنش بر خواص کششی
۵۰	تاثیر مرکب دما و نرخ کرنش بر استحکام
۵۴	کتابها و مقالات پیشنهادی
۵۵	مسایل

فصل دوم

۵۹	رابطه‌های تنش – کرنش در فشار استاتیکی و دینامیکی (ایستا و پویا)
۵۹	ویژگیهای آزمایش فشار
۶۲	تاثیر دما و نرخ کرنش بر خواص فشاری
۶۶	بارگذاری انفجاری

- ۷۴ کتابها و مقالات پیشنهادی
۷۵ مسایل

فصل سوم

- ۷۷ رابطه تنش - کرنش در برش و پیچش
۷۷ مفهوم تنش برشی و کرنش برشی
۷۹ رابطه بین تنش و کرنش در برش مستقیم
۸۱ پیچش لوله‌های حدار نازک
۸۲ پیچش میله‌های توپر
۸۶ تاثیر دما و نرخ کرنش بر خواص پیچشی
۹۲ شکل‌پذیری فلزات و آلیاژها در پیچش گرم
۹۵ کتابها و مقالات پیشنهادی
۹۶ مسایل

فصل چهارم

- ۹۹ خواص کشسان فلزات و آلیاژهای تک بلوره و چندبلوره
۹۹ مولفه‌های تنش
۱۰۱ مولفه‌های کرنش
۱۰۴ شکل تعمیم یافته قانون هوک
۱۱۱ محاسبه خواص کشسان مواد چندبلوره از ارقام مربوط به ماده تک بلور
۱۱۳ عوامل موثر بر ضریب کشسان
۱۱۶ کتابها و مقالات پیشنهادی
۱۱۷ مسایل

فصل پنجم

- ۱۱۹ خواص مومسانی تک بلورها
۱۱۹ تغییر شکل در اثر لغزش
۱۲۵ تنش لازم برای لغزش
۱۲۸ نقاط تسلیم
۱۳۳ بستگی تنش لازم برای لغزش، به دما

۱۳۶	هندسه لغزش
۱۴۴	تغییر شکل در اثر دوقلوشدن
۱۴۶	بلورشناسی دوقلوشدن
۱۵۰	تنش لازم برای دوقلوشدن
۱۵۱	نحوه‌های دیگر تغییر شکل
۱۵۳	منحنی عمومی تنش - کرنش بلورهای خالص فلزی
۱۵۵	منحنیهای تنش - کرنش بلورهای فلزات fcc
۱۶۲	منحنیهای تنش - کرنش بلورهای فلزات bcc
۱۶۵	منحنیهای تنش - کرنش بلورهای فلزات hcp
۱۶۹	منحنیهای تنش - کرنش تک‌بلورهای آلیاژها
۱۷۶	کتابها و مقالات پیشنهادی
۱۷۷	مسایل

فصل ششم

۱۷۹	خواص مومسان توده‌های چند بلوره
۱۷۹	تغییر شکل چندبلورها
۱۹۳	تغییر شکل مواد چندبلوره
۱۹۵	محاسبه منحنیهای سیلان مواد چند بلوره از روی نتایج آزمایش تک بلورها
۲۰۰	رابطه بین اندازه دانه و خواص مومسانی
۲۰۸	تشکیل بافت
۲۱۵	تغییر شکل آلیاژهای دوفازه
۲۱۹	کتابها و مقالات پیشنهادی
۲۲۰	مسایل

فصل هفتم

۲۲۳	شکست
۲۲۳	استحکام کششی مطلوب
۲۲۷	شکست ترد
۲۴۳	شکست شکل‌پذیر
۲۵۰	شکست در دمای بالا

۲۵۲	شکست برشی آدیباتیک
۲۵۵	شکست در اثر خستگی
۲۷۵	ترک و توزیع پیوسته نابعایبها
۲۸۰	کتابها و مقالات پیشنهادی
۲۸۱	مسایل
۲۸۳	واژه‌یاب
۲۸۶	فهرست مقالات

مقدمه مترجم

از آنجا که تا کنون کتاب جامعی در زمینه متالورژی مکانیکی به زبان فارسی منتشر نشده است، مترجم از مدت‌ها قبل در این اندیشه بود که کتاب مناسبی را در این زمینه به فارسی ترجمه نموده، در اختیار همگان قرار دهد، خاصه که مسوولین کمیته متالورژی مرکز نشر دانشگاهی نیاز به تهیه کتاب در زمینه یادشده را مکرراً عنوان نموده بودند. در فاصله یکسال فرصت مطالعاتی اعطایی از سوی دانشگاه مشهد، برای مترجم موقعیتی فراهم شد تا با استادان این رشته تماس نزدیک برقرار نموده و از راهنمایی‌های آنها بهره‌مند گردد. نتیجه این امر دسترسی به کتاب "Elements of Mechanical Metallurgy" بود که اینک ترجمه فارسی آن پیش روی شماست.

این کتاب توسط پروفیسور Tegart استاد دانشگاه شفیلد انگلستان و از پژوهشگران بنام و صاحب آوازه متالورژی مکانیکی، جهت دانشجویان دوره‌های کارشناسی و بالاترنگاشته شده است. چاپ نخست کتاب در سال ۱۹۶۶ صورت گرفته، لیکن مولف تصحیحات و تجدید نظرهای چشمگیری جهت ترجمه ژاپنی آن (چاپ ۱۹۷۵) بعمل آورده است که مترجم را دریغ آمد دانش‌پژوهان فارسی از آن اضافات بهره‌ای نگیرند. علیهذا این تغییرات در ترجمه حاضر نیز مورد استفاده قرار گرفته است. نکته دیگر اینکه کوشش مترجم بر این بوده است که از وارد کردن واژه‌ها و اصطلاحات نامأنوس جدا پرهیز نموده، حتی الامکان واژه‌هایی را بکار گیرد (یا ندرتاً بسازد) که ضمن اینکه بقدر کافی ساده و وافق به مقصود هستند، در زبان فارسی نیز رایج بوده و با اصطلاح "جاافتاده" باشند. با وجود این مترجم باید اعتراف کند که تردید دارد در این امر کاملاً توفیق یافته باشد. لذا خواننده باید انتظار داشته باشد که در لابلای کتاب گهگاه به واژه‌هایی برخورد نماید که تا حدی نامأنوس اند. در خاتمه مترجم بر خود لازم می‌داند از اظهار لطف و راهنمایی‌های مؤلف کتاب،

پروفسور Tegart ، و هم چنین از راهنماییهای ارزشمند و کمک‌های بی دریغ پروفسور Miura ، استاد بخش مهندسی مکانیک دانشگاه کیوتو و یکی از مترجمین همین کتاب به زبان ژاپنی سپاسگزاری نماید. ویرایش علمی و ادبی این کتاب توسط دوست و همکار دانشمندم آقای مهندس سیدمحمدرضا یوسف ثانی مربی تمام وقت دانشکده مهندسی دانشگاه مشهد بادقت و موشکافی انجام گرفته است ، که از زحمات ایشان کمال تشکر را دارد. آقای مهندس مهدی معرفت دانشجوی دوره عالی مهندسی مکانیک دانشگاه کیوتو پیشنهادات ارزشمندی کرده‌اند که جا دارد از کمک‌های بیدریغشان قدردانی نماید.

مترجم از شورای انتشارات دانشگاه مشهد بخاطر چاپ کتاب و هم چنین از آقای رضا سالاریورکه زحمت تنظیم ، تصحیح و صفحه‌آرایی کتاب را تقبل کرده‌اند ، صمیمانه سپاسگزاری می‌نماید. تایپ این کتاب توسط خانم عزت شادمهری صورت گرفته و چاپ آن را آقایان عباس محمد زکی و حسن یعقوبی به‌انجام رسانیده‌اند که از تلاش نامبردگان نهایت تشکر را دارد و سرانجام مترجم از همسر خود بخاطر بردباریها و کمک‌های بی دریغ بهنگام ترجمه کتاب تشکر فراوان دارد.

علی‌حائریان اردگانی

مقدمه مؤلف

متالورژی مکانیکی موضوعی است که از عملیات شکل دادن (مانند آهنگری، نورد، حدیده کاری و غیره) در مقیاس صنعتی که طی آن قطعاتی تا وزن ۱۰۰ تن را تغییر شکل می دهند، تا بررسی فرآیندهای تغییر شکل تک بلورها به کمک میکروسکپ الکترونی و با استفاده از نمونه هایی به وزن در حدود میکروگرم، گسترش دارد. در حالیکه در سالهای اخیر کوشش زیادی در زمینه مشاهده نایجاییها و استفاده از تئوری نایجایی در تفسیر فرآیند تغییر شکل مومسان صورت گرفته است، هنوز مساحت نمونه های مشاهده شده زیر میکروسکپ الکترونی از سطح چند سر سوزن تجاوز نمی کند، در حالی که مجموع طول نایجاییهای حاصل از تغییر شکل شدید در یک نمونه آزمایش کشش تقریباً برابر فاصله زمین تا کره ماه است.

هدف از نگارش این کتاب تامین اطلاعات بنیادی جهت درک تئوری نایجایی، و در نتیجه ایجاد زمینه کافی برای تفسیر تئوریهای خواص مکانیکی مواد است. در این کتاب از ارائه جزئیات تئوریهای پرهیز شده است، لیکن در موارد ممکن بحثی کلی بر اساس تئوری نایجایی صورت گرفته است. امیدوارم که این کتاب مکمل کتاب "تئوری نایجایی" پروفسور ویرتمن و پروفسور بانو ویرتمن باشد.

فهرستی از کتب پیشنهادی به منظور مطالعه ژرفتر در آخر هر فصل آمده است و مشخصات مقاله های ارجاعی در متن را می توان در انتهای کتاب یافت. تعدادی مسئله در انتهای هر فصل آمده است. این مسئله ها به گونه ای انتخاب شده اند که تمام مسایل متالورژی مکانیکی را شامل گردند.

ترتیب و روش ارائه مطالب کتاب حاصل تجربه آموزش در سطح کارشناسی و دوره های

بالتر در بخش متالورژی دانشگاه شفیلد است. در این رابطه بر خود لازم می دانم از پروفیسور کوآرل و هانی کومب سپاسگزاری نمایم. ارائه پاره‌ای از مطالب کتاب حاصل بحث‌های تشویق‌آمیز با پروفیسور ویرتمن و کهن در طول مدت یک‌سال فرصت مطالعاتی در دانشگاه نورث وسترن است. نگارش این کتاب بدون همکاری دانشگاه شفیلد در زمینه اعطاء فرصت مطالعاتی، و بدون تشویق‌های پروفیسور ویرتمن، پروفیسور بانو ویرتمن و آقای فاین میسر نبود.

ویلیام جان مک‌گریگور-تگارت

۱ رابطه‌های تنش- کرنش در کشش

استاتیکی و دینامیکی

(ایستا و پویا)

آزمایش کشش متداولترین آزمایش برای تعیین خواص مکانیکی فلزات و آلیاژهاست، و بخش عمده اطلاعات ارائه شده در این کتاب از همین راه به دست آمده است. بنابراین درک ویژگیهای آزمایش کشش و نقش رابطه تنش-کرنش در بارگذاری کششی حائز اهمیت است. از آنجا که دما و نرخ کرنش اثرات چشمگیری بر این رابطه دارند، تأثیرات این دو عامل با تأکید ویژه بر محدودیتهای آزمایش کشش با نرخ کرنش زیاد، که مستلزم در نظر داشتن اثرات انتشار امواج تنش است، مورد بحث قرار خواهند گرفت.

مفهوم تنش

طبق تعریف، تنش مقاومت داخلی واحد سطح جسم به نیروی خارجی است. دوسوع نیروی خارجی ممکن است بر جسم اثر کند؛ نیروهای میدانی یا نیروهای پراکنده شده در داخل جسم (مانند نیروی گرانشی و نیروی مغناطیسی که این نیروها بر تمام درات جسم اثر می‌کنند) و نیروهای تماسی یا نیروهای پراکنده شده روی سطح جسم (مانند فشار هیدرو- استاتیکی یا فشار وارد از یک جسم بر جسم دیگر). در نتیجه تعریف کاملتر تنش بصورت

سیرو

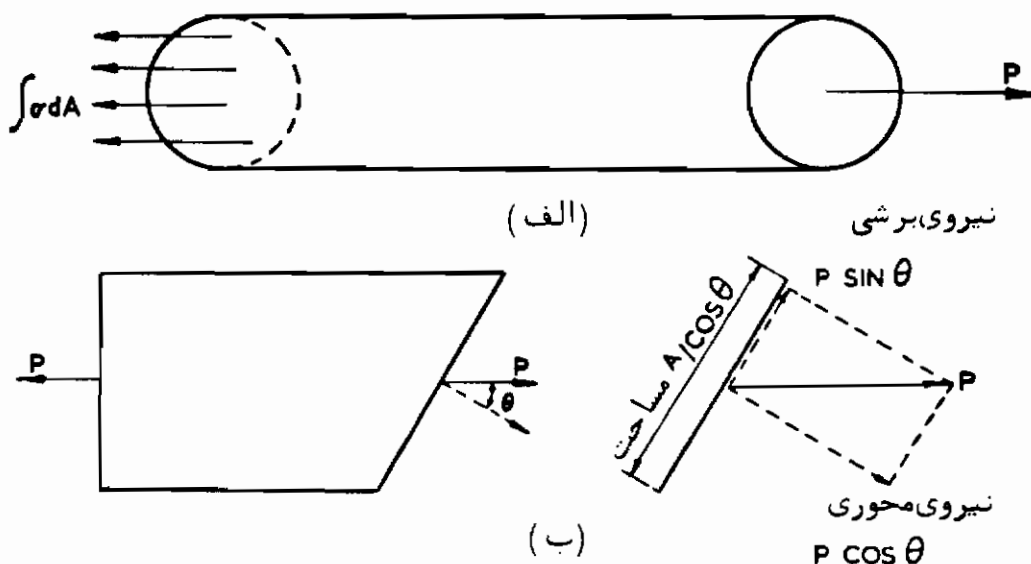
مساحت مقطعی که نیرو بر آن اثر می‌کند

خواهد بود.

حالت یک میله تحت کشش را در نظر بگیرید. برای بررسی تنش، میله را با صفحه‌ای

عمود بر محور آن، مطابق شکل ۱-۱ (الف)، برش می‌زنیم. برای ایجاد تعادل استاتیکی، نیروی خارجی P باید با نیروی مقاومت داخلی یعنی $\int \sigma dA$ خنثی شود. در اینجا σ تنش عمود بر صفحه برش، و A مساحت مقطع میله است. معادله تعادل از این قرار است:

$$P = \int \sigma dA. \quad (1-1)$$



شکل ۱-۱ تنش‌های وارد بر یک میله تحت کشش.

اگر تنش بصورت یکنواخت روی سطح A توزیع شده باشد:

$$P = \sigma \int dA = \sigma A; \quad \text{یعنی:}$$

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (1-2)$$

حالت عمومی‌تر در شکل ۱-۱ (ب) نمایش داده شده است. در این شکل مقطع برش صفحه‌ای است که خط عمود بر آن با محور میله زاویه θ می‌سازد. مجموع تنش وارد بر این سطح (یعنی $\frac{A}{\cos \theta}$) را می‌توان به دو مؤلفه، تنش محوری عمود بر سطح و تنش برشی روی سطح، تجزیه کرد. تنش محوری از رابطه:

$$\sigma_n = \frac{P}{A} \cos^2 \theta. \quad (1-3)$$

و تنش برشی از رابطه:

$$\sigma_s = \frac{P}{A} \sin \theta \cos \theta = \tau. \quad (1-4)$$

به دست می‌آید. از این دو رابطه می‌توان نتیجه گرفت که باز $\theta = 0^\circ$ مقدار σ_n حداکثر و باز $\theta = 90^\circ$ مقدار آن حداقل است، در حالیکه مقدار τ در $\theta = 45^\circ$ حداکثر است. بنابراین:
 حداکثر $\sigma_n = \frac{1}{3} \tau$ حداکثر τ .

اگر تنش بر اساس مساحت اولیه A_0 محاسبه شود، کمیت به دست آمده تنش اسمی یا مهندسی نام دارد و با S نشان داده می‌شود. اگر نیروهای خارجی آنقدر بزرگ باشند که بتوانند تغییر شکل در قطعه به وجود آورده و در نتیجه مساحت مقطع را تغییر دهند، تنش اسمی معیار دقیقی از مقاومت جسم نبوده و منطقی‌تر آنست که تنش بر اساس مساحت لحظه‌ای مقطع تحت اثر نیرو (A_1) تعریف شود. این کمیت تنش حقیقی نام دارد و با σ مشخص می‌شود.

مفهوم کرنش

اعمال نیرو بر یک جسم موجب تغییر شکل آن می‌شود. تغییر شکل به وجود آمده در واحد طول، کرنش نام دارد. بار دیگر میله تحت کشش را در نظر بگیرید. اعمال نیروی خارجی بر این میله باعث افزایش طول و کاهش قطر آن می‌شود. اگر پیش از شروع آزمایش طول اولیه l_0 روی میله مشخص شود و پس از اعمال نیروی خارجی این طول به l_1 افزایش یابد، کرنش اسمی یا کرنش قراردادی یا مهندسی (e) نسبت تغییر طول به طول اولیه است. بنابراین:

$$e = \frac{l_1 - l_0}{l_0} = \frac{l_1}{l_0} - 1. \quad (1-5)$$

سادگی می‌توان نشان داد که بین σ و e رابطه $\sigma = S(1 + e)$ برقرار است. این امر فقط هنگامی درست است که تغییر شکل در تمام طول یکسان بوده و تغییر حجم صورت نگیرد. مشابه مورد تنش، در این مورد نیز تعریف منطقی‌تر، محاسبه کرنش بر اساس مقدار لحظه‌ای اندازه مورد نظر است. بر این اساس در سال ۱۹۵۹ لودویک^۱ پیشنهاد کرد که کرنش حقیقی (ϵ) میله تحت کشش، بصورت مجموع تغییرات بینهایت کوچک کرنش قراردادی محاسبه شود:
 یعنی:

$$\begin{aligned} \epsilon &= \sum \frac{l_1 - l_0}{l_0} + \frac{l_2 - l_1}{l_1} + \frac{l_3 - l_2}{l_2} + \dots + \frac{l - l_n}{l_n} \\ &= \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \end{aligned} \quad (1-6)$$

در نتیجه به سادگی می‌توان نشان داد که بین e و ϵ رابطه

$$\epsilon = \ln(1 + e) \quad (۷-۱)$$

برقرار است.

از آنجا که $\ln(1 + e) = e - e^2/2 + e^3/3 - \dots$ ، در روش محاسبه کرنش تا سطح کرنش $0/1$ تقریباً" نتایج یکسانی بدست می‌دهند، لیکن هنگام کار با کرنشهای زیاده هم چنین در موارد بروز تغییر شکل ناهمگن، از کرنش حقیقی استفاده می‌شود.

مثال بسیار جالب کاربرد کرنش حقیقی، بررسی کرنشهای ایجاد شده در یک قطعه با تغییر شکلهای مساوی در کشش و فشار است. اگر طول یک میله در اثر کشش به دو برابر مقدار اولیه اش برسد، یا در اثر فشار طولش نصف شود، کرنشهای ایجاد شده در دو حالت باید برابر باشند. در صورتیکه برای محاسبه کرنش از رابطه کرنش قراردادی (۵-۱) استفاده شود، کرنش کششی $e = +1$ و کرنش فشاری $e = -0/5$ بدست می‌آید در حالیکه با استفاده از رابطه کرنش حقیقی (۶-۱)، کرنش کششی: $\epsilon = \ln 2 = +0/693$ و کرنش فشاری $\epsilon = \ln(1/2) = \ln 1 - \ln 2 = -0/693$ بدست می‌آید. بموجب تعاریف یاد شده ملاحظه می‌شود که کرنش کششی مثبت و کرنش فشاری منفی است. در تمام این کتاب از این قرارداد استفاده شده است.

در تغییر شکلهای ناهمگن، فقط کرنش موضعی در یک مقطع خاص، دارای معنی و مفهوم است. در این صورت اندازه طول l_0 در رابطه کرنش حقیقی، به طول بسیار کوچکی حول این مقطع تبدیل می‌شود. به عنوان مثال، کرنش حقیقی معیاری کمی از کرنش هنگام تشکیل گردنه در مواد شکل پذیر را به دست می‌دهد، زیرا در این مورد می‌توان کرنش را با رابطه $\epsilon = \ln(A_0/A) = 2\ln(d_0/d)$ ، که در آن d_0 قطر اولیه و d قطر گردنه است، تعریف کرد. دلیل برقراری این رابطه، ثابت ماندن حجم هنگام تغییر شکل مومسان است.

رفتار کشسان

ادامه بحث تنس و کرنش کماکان بر اساس یک میله یکنواخت تحت کشش خواهد بود. چنین میله‌ای از یک فلز خالص، شکل پذیر و ریزدانه تهیه می‌شود، بطوریکه بتوان عملاً آن را یک محیط همگن فرض کرد. ضمناً" بارگذاری در دمایی پایینتر از دمای ذوب صورت می‌گیرد (در مورد یک فلز با دمای ذوب بالا، دمای اتاق چنین دمایی است).

در یک آزمایش کشش نیروی وارد بر نمونه بتدریج افزایش می‌یابد. افزایش بار یا با نرخ ثابت است و یا به گونه‌ای است که نرخ افزایش طول ثابت باقی بماند. افزایش طول

به وسیله دستگاهی مناسب این کار، اندازه‌گیری می‌شود. ابتدا ازدیاد طول میله با ازدیاد نیرو متناسب است و اگر نیرو برداشته شود، میله به طول اولیه خود بر می‌گردد. در این شرایط، فلز از خود رفتار کشسان نشان می‌دهد. از یک حد مشخص نیرو به بعد، دیگر رفتار فلز کشسان نیست و پس از برداشتن بار، مقداری افزایش طول دائمی در میله باقی می‌ماند. در این حالت گفته می‌شود که میله تغییر شکل مومسان داده‌است. این نیروی حدی، حد کشسانی نام دارد و مقدار دقیق آن شدت تابع دستگاهی است که جهت اندازه‌گیری و ثبت افزایش طول بکاررفته است با روشهای بسیار دقیق می‌توان تغییرشکل‌های مومسان را در شرایطی کاملاً پایینتر از حد کشسان اندازه‌گیری شده با وسایل متعارف، مشاهده کرد.

رفتار کشسان فلزات برای اولین بار توسط هوک^۲ مورد بررسی قرار گرفته است. او از

آزمایش انواع مختلف سیم تحت کشش در زیر حد کشسانی مشاهده کرده است که:

- (۱) افزایش طول سیمهایی که طول و سطح مقطع مساوی دارند، با نیروی P متناسب است،
- (۲) افزایش طول سیمهای با سطح مقطع مساوی و تحت اثر نیروهای برابر، با طول اولیه آنها متناسب است، و (۳) افزایش طول سیمهای با طول اولیه مساوی و تحت اثر بارهای مساوی، با عکس مساحت مقطع متناسب است. بنابراین می‌توان نتیجه آزمایشهای هوک را به صورت زیر بیان کرد:

$$(l_1 - l_0) = \text{const. } l_0 \times P \times \frac{1}{A_0} \quad (1-8)$$

که می‌توان آن را به صورت زیر نوشت:

$$\frac{P}{A_0} = \text{const. } \frac{l_1 - l_0}{l_0} \quad \text{یا:}$$

$$S = Ee \quad (1-9)$$

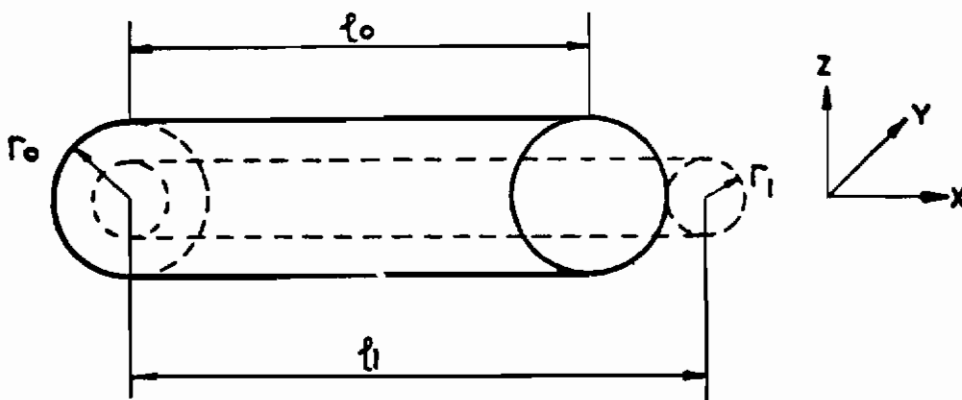
که در این جا E ضریب کشسانی یا ضریب ینگ است. بنابراین E معیاری از سخت‌پایی فلز است. در یک تنش مشخص هرچه این ضریب بزرگتر باشد، کرنش کشسان، کمتر خواهد بود. ضریب کشسانی را می‌توان تنش مورد نیاز برای به وجود آوردن کرنش واحد در نظر گرفت. در جدول (۳-۴) که مقادیر متعارف این کمیت برای فلزات چند بلوره خالص فهرست شده‌اند، مشاهده می‌شود که اندازه^۳ این ضریب در حدود چند هزار کیلوگرم بر میلیمتر مربع است.

از آنجا که در عمل کرنش کشسان بسیار کوچک است، ضریب کشسانی را می‌توان تنش لازم برای به‌وجود آوردن کرنش $0/001$ ، در نظر گرفت. در نتیجه اگر ضریب کشسانی 2500 کیلوگرم بر میلی‌متر مربع باشد، فقط $12/5$ کیلوگرم بر میلی‌متر مربع تنش، برای به‌وجود آوردن کرنش $0/001$ مورد نیاز است.

ضریب کشسانی تابع نیروی پیوند بین اتمهاست^۳، و از آنجا که نمی‌توان این نیروها را بدون تغییر ماهیت اساسی فلز، تغییر داد، نتیجه می‌شود که تاثیر مواد آلیاژی، عملیات حرارتی و کار سرد روی E چندان زیاد نیست. البته با تغییر ساختار بلورین می‌توان آن را تغییر داد، مثلاً با دگرگونی چندوار (آلوتروپیک) زیرا در این صورت ماهیت فلز تغییر می‌کند. این عوامل به تفصیل در فصل ۴ مورد بحث قرار خواهند گرفت.

در همان حال که نیروی کششی در امتداد محور میله کرنش خطی به‌وجود می‌آورد، در جهات جانبی انقباض ایجاد می‌شود، به‌طوری که شعاع اولیه r_0 کاهش یافته و به r_1 تبدیل می‌شود (شکل ۱-۲). نسبت بین کرنش در جهت جانبی به کرنش در جهت محوری ضریب بواسان (ν) خوانده می‌شود. یعنی:

$$\begin{aligned} \nu &= \frac{(r_1 - r_0)/r_0}{(l_1 - l_0)/l_0} \\ &= -\frac{dr/r_0}{dl/l_0} \end{aligned} \quad (1-10)$$



شکل ۱-۲ تغییرات ابعاد یک میله توپر هنگام رفتار کشسان در کشش

بنابراین می‌توان رابطه^۴ بین کرنش جانبی و مجوری را به صورت زیر نوشت:

$$e_{yy} = e_{zz} = -\nu e_{xx} = -\nu \frac{\sigma_{xx}}{E}. \quad (1-11)$$

همانطور که در جدول (۳-۴) مشاهده می‌شود، تفاوت بین ضرایب پواسان فلزات مختلف در مقایسه با تفاوت بین ضرایب کشسانی آنها، زیاد نیست. اکنون می‌توان تغییر حجم میله هنگام تغییر شکل کشسان را بررسی کرد. اگر حجم اولیه V_0 و تغییر حجم dV باشد. کرنش حجمی یا انبساط Δ برابر است با:

$$\Delta = \frac{dV}{V_0}. \quad (1-12)$$

از طرفی می‌دانیم:

$$\frac{dV}{V_0} = e_{xx} + e_{yy} + e_{zz}$$

پس:

$$= e_{xx} + (-\nu e_{xx}) + (-\nu e_{xx})$$

$$\therefore \Delta = e_{xx}(1 - 2\nu). \quad (1-13)$$

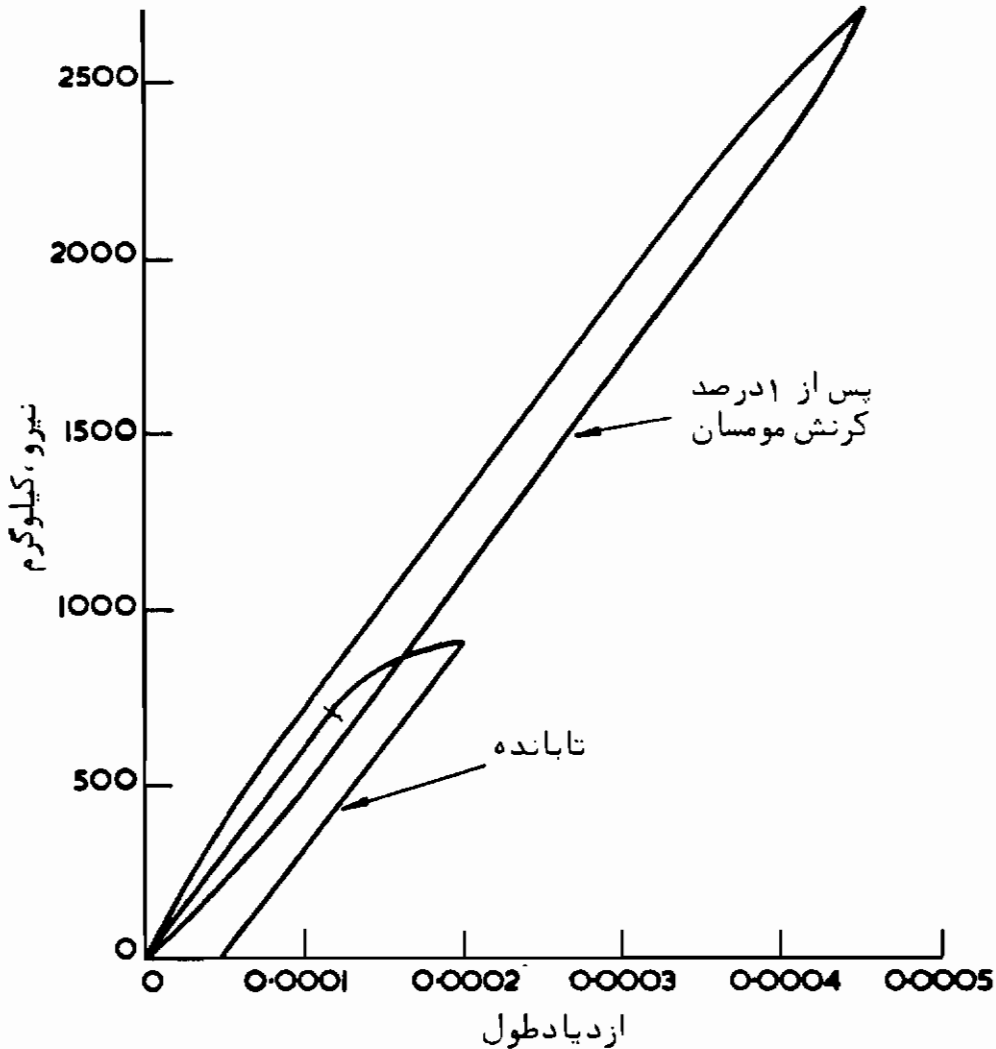
بنابراین برای کرنش $\nu \approx 0/35$ و $0/0001$ مقدار Δ تقریباً $0/00003$ می‌شود. تغییر جرم ویژه فلزات در اثر این تغییر حجم با روشهای دقیق قابل اندازه‌گیری است.

انتقال از رفتار کشسان به مومسان: نقاط تسلیم

ورای حد کشسانی، پس از حذف تنش، تمام کرنش به وجود آمده از بین نمی‌رود و فلز تغییر شکل مومسان پیدا می‌کند. اگر بارگذاری از حد کشسانی فلز فقط اندکی بیشتر باشد، بطوریکه انحراف مختصری نسبت به "خط کشسان" حاصل شود، خط باربرداری مستقیم و به موازات خط کشسان خواهد بود (شکل ۳-۱). لیکن اگر از دیاد طول زیاد باشد (در حدود $0/01$ یا بیشتر)، منحنی بار برداری قدری انحناء دارد و شیب میانگین آن کمتر از شیب خط کشسان است. تحذب منحنی بارگذاری مجدد در جهت عکس بوده و یک حلقه^۵ پس ماند به وجود می‌آید که به بازیافت بخشی از کرنش مومسان ماده هنگام باربرداری مربوط می‌شود. نتیجه این امر مقدار ظاهری کمتری برای E است.

بطوری که مشاهده می‌شود، همیشه مقداری تغییر شکل کشسان با تغییر شکل مومسان

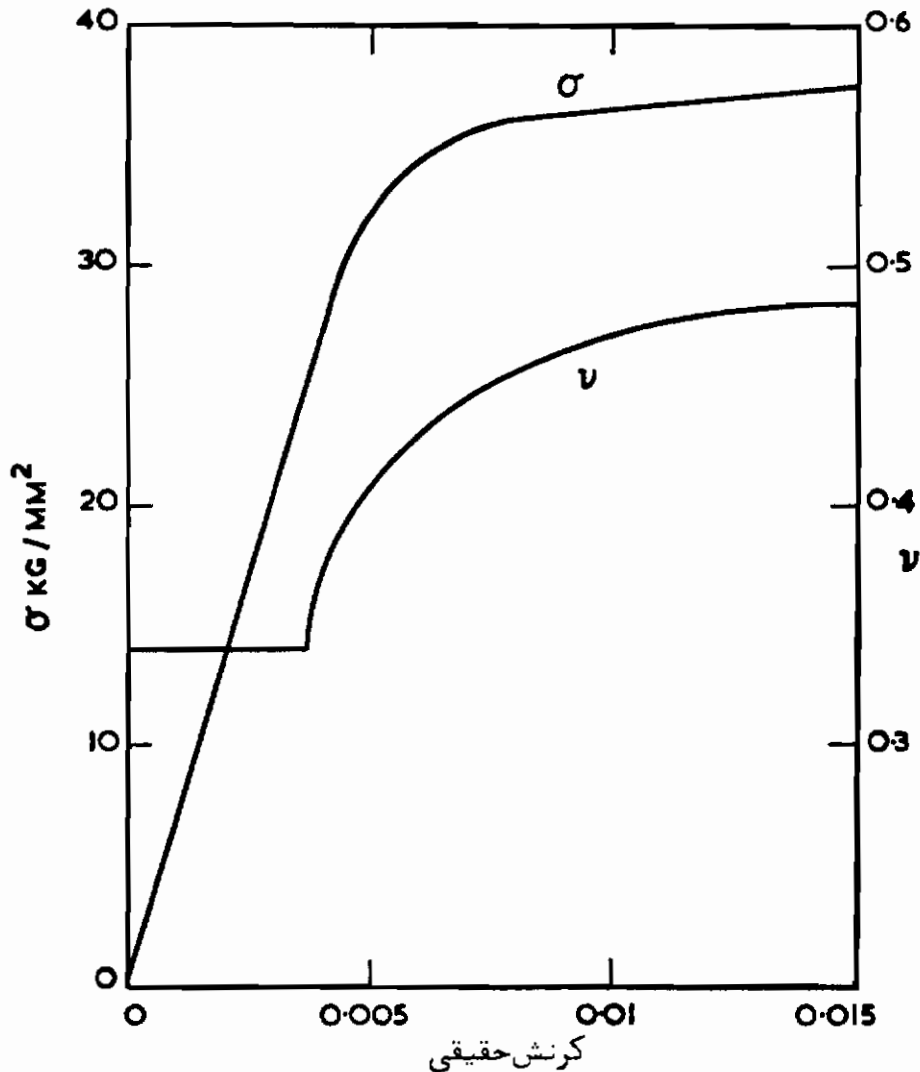
همراه است. در نتیجه باید کرنش مومسان را کرنش کل منهای کرنش کشسان تعریف کرد و یا آن را از انتهای خط کشسان اندازه گرفت. البته به جز در مواردی که کرنش کل کم باشد، می‌توان از تاثیر کرنش کشسان چشم پوشی کرد.



شکل ۳-۱ نمونه منحنیهای بارگذاری - باربرداری در آزمایش کشش مس اکسیژن - زدایی شده با ضریب هدایت بالا در دو حالت تابانده و پس از ۱ درصد کرنش مومسان.

در همان تجربیات اولیه شکل دادن فلزات معلوم شده است که هنگام تغییر شکل مومسان حجم عملاً ثابت می‌ماند، و این حالت حجم ثابت مینای محاسبه کرنش هنگام تغییر شکل مومسان است. آزمایشهای کاملاً دقیق چندانی روی این حالت حجم ثابت صورت نگرفته است، لیکن از رابطه (۱۳ - ۱) پیداست که برای حالت $\Delta = 0$ مقدار v باید $0/5$ باشد. در نتیجه لازم است مقدار v از اندازه متعارف تقریباً $0/33$ ، به $0/5$ تبدیل شود. همانطور که در شکل‌های ۴-۱ (الف) و (ب) مشاهده می‌شود بروز چنین تبدیلی با آزمایش نشان داده شده

و به تفصیل توسط کوستروفرانتس^۴، نادای^۵ و تئوکاریس و کورونیوس^۶ مورد بحث قرار گرفته است.



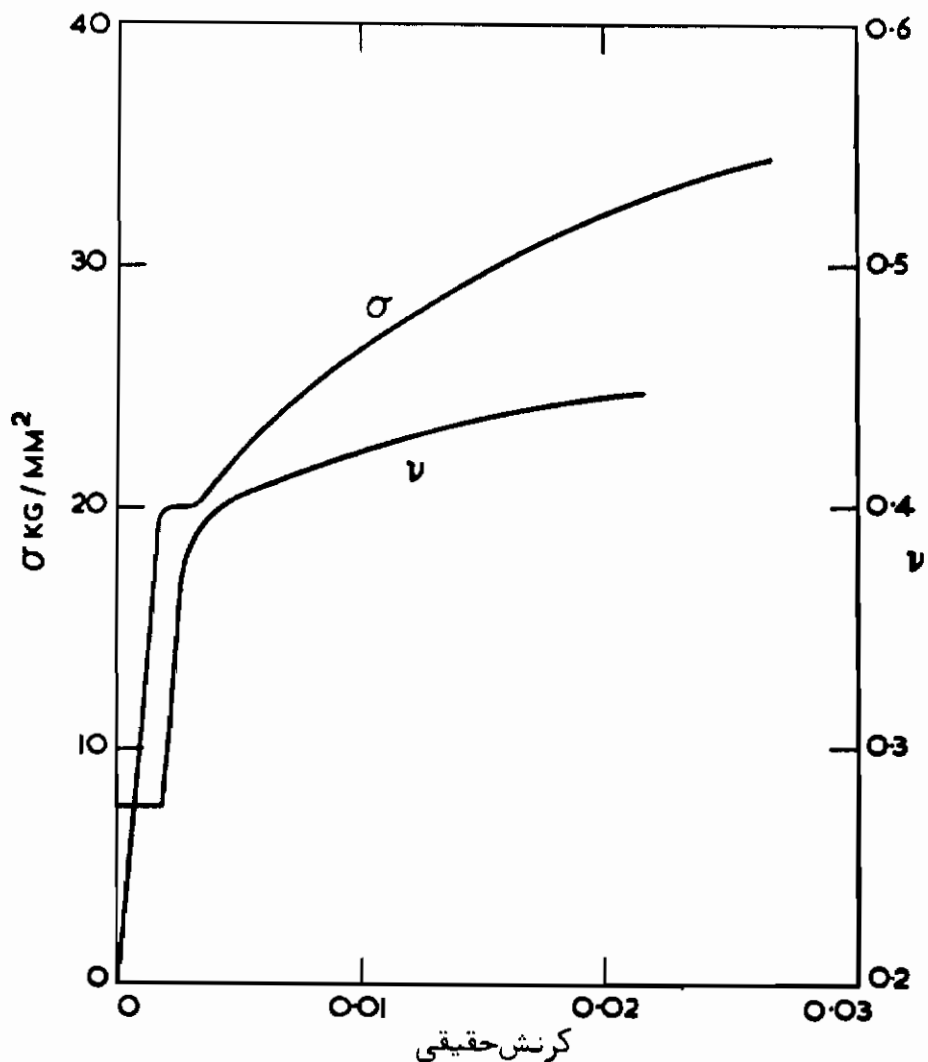
شکل ۴-۱ (الف). رابطه بین منحنی تنش - کرنش و ضریب پواسان برای آلومینیم نورد سرد شده Nadai, 1963

در منحنیهای شکل ۴-۱ مشاهده می‌شود که پس از تغییر شکل مومان ماده، رابطه بین تنش و کرنش خطی نیست. از آن گذشته شروع سیلان مومان ممکن است کاملاً تدریجی یا بسیار ناگهانی باشد. یعنی ممکن است شروع انحراف منحنی تنش - کرنش از خط مستقیم اولیه کاملاً تدریجی بوده، یا تغییر شکل مومان بدون افزایش تنش صورت گیرد. در مواردی

4- Koster & Franz (1961)

5- Nadai (1963)

6- Theocaris & Koroneos (1963)

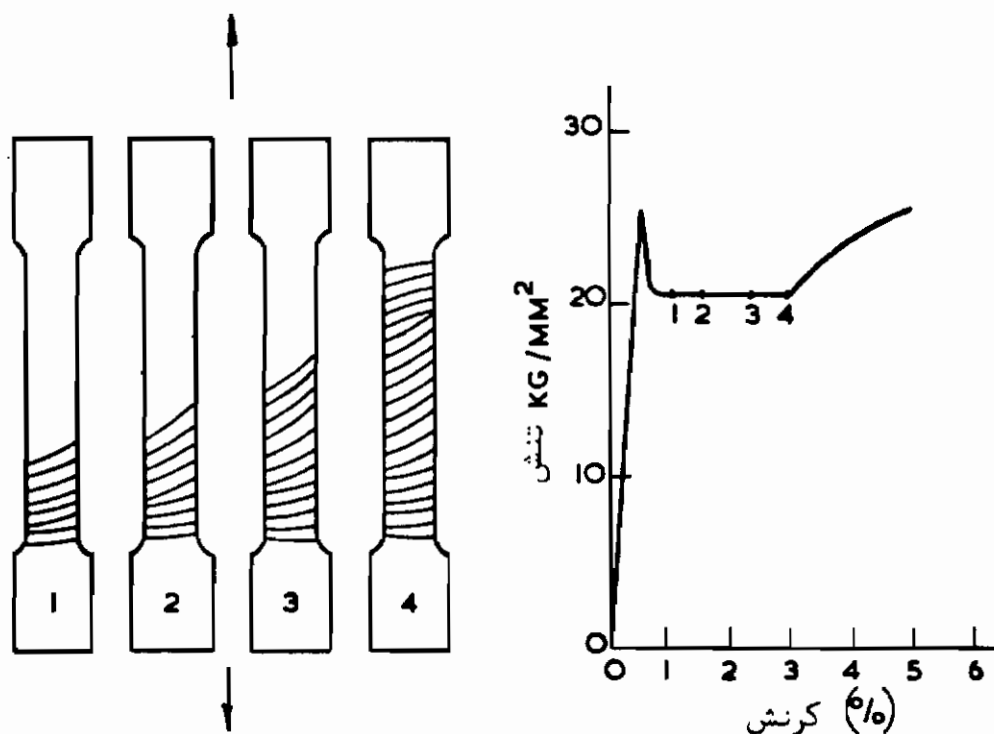


شکل ۴-۱ (ب). رابطه بین منحنی تنش - کرنش و ضریب پواسان برای فولاد

کم کرن تمام کشته Stang et al., 1946

که انحراف خیلی تدریجی باشد، تعیین محل دقیق نقطه شروع انحراف دشوار است. محل ظاهری نقطه انحراف، حد تناسب نام دارد و تنش متناظر به آن بالاتر از حد کشسانی (محاسبه شده به روش دقیق بارگذاری، باربرداری، بارگذاری بیشتر و ادامه این عمل تا رسیدن به نیرویی که به ازاء آن ازدیاد طول دائمی صورت می گیرد)، است. این موضوع خصوصاً در مورد فلزات نرم صحت دارد و برای کارهای مهندسی حد رفتار کشسان قابل استفاده، به صورت استحکام تسلیم تعریف می شود. طبق تعریف، استحکام تسلیم، تنش لازم برای ایجاد مقدار کمی کرنش مومسان (معمولاً کرنش ۰/۰۰۱ یا ۰/۰۰۲، یعنی ۰/۱ یا ۰/۲ درصد ازدیاد طول نمونه کششی) است. لازم به تاکید است که استحکام تسلیم یک کمیت به دلخواه انتخاب شده است و شدیداً تابع کرنش تعیین شده در تعریف آن است. ارائه اعداد دقیق

برای کمیت‌های مورد بحث دشوار است، مثلاً در مورد نمونه مسی تابانده شده شکل ۱-۳ حد کشسانی (برابر با تنش لازم برای ایجاد کرنش مومسان 2×10^{-6}) در حدود ۱/۵ کیلوگرم بر میلیمتر مربع، حد تناسب (متناظر به کرنش مومسان 1×10^{-4}) در حدود ۲ کیلوگرم بر میلیمتر مربع، و استحکام تسلیم (تنش متناظر به کرنش مومسان ۰/۰۰۲) در حدود ۳/۵ کیلوگرم بر میلیمتر مربع است.



شکل ۱ - ۵ پیشرفت یک تک نوار لودرز در یک نمونه مسطح فولادی و رابطه آن با منحنی تنش - کرنش. پوشش حساس به تنش روی نمونه، ترک برداشته و این الگوها را به وجود می‌آورد.

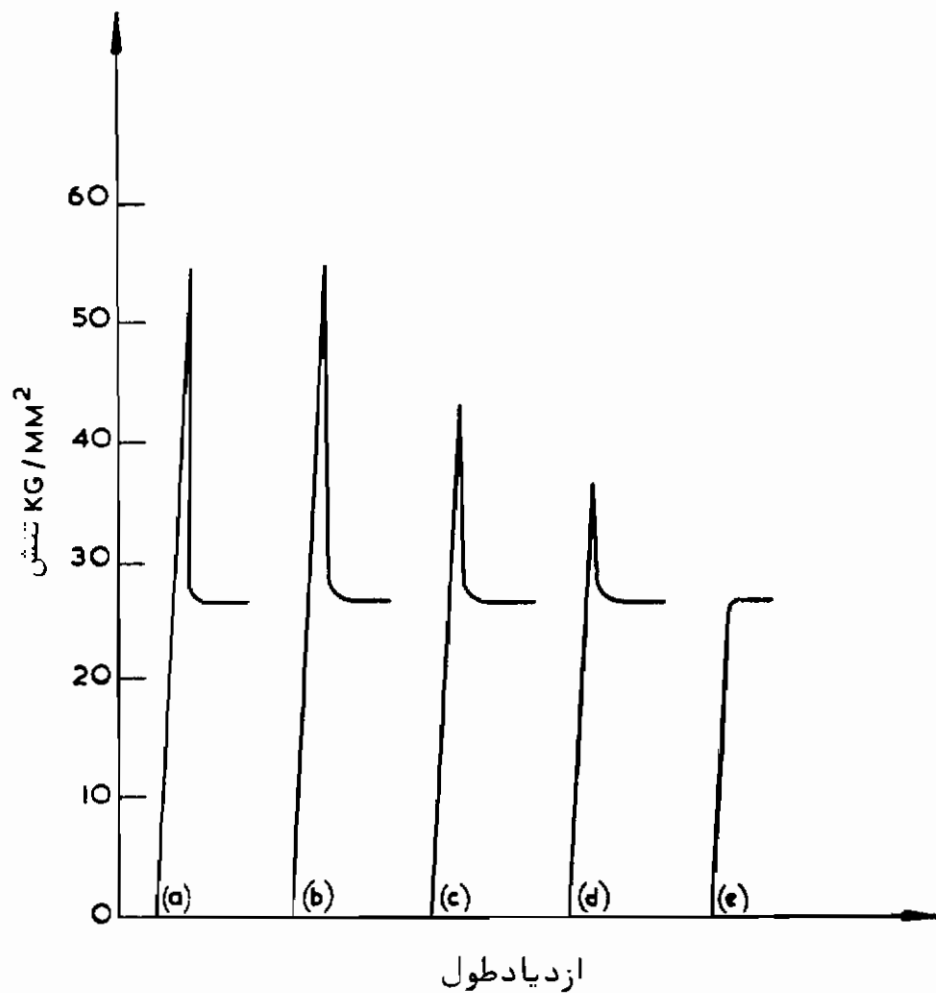
در صورت اندازه‌گیری به روشهای متعارف، انتقال از رفتار کشسان به رفتار مومسان بسیاری از فلزات، خصوصاً فولاد کم کربن، ناگهانی به نظر خواهد رسید. ابتدا نیرو هم‌آهنگ با کرنش کشسان افزایش پیدا می‌کند، سپس ناگهان از مقدار آن کاسته شده، مدتی در مقدار تقریباً ثابتی ادامه پیدا می‌کند و سپس با افزایش کرنش، بالا می‌رود. نقطه‌ای که در آن افت ناگهانی حاصل می‌شود، نقطه تسلیم بالایی، نیروی ثابت، نقطه تسلیم پایینی، و ازدیاد طول به‌ازای نیروی ثابت ازدیاد طول نقطه تسلیم نام دارند. این رفتار نتیجه تغییر شکل ناهمگن ماده است و این ویژگیها بطور واضحتر در نمونه‌های مسطح بروز می‌کنند. در نقطه تسلیم بالایی نوار باریکی از نمونه در محل تمرکز تنش، نظیر راکورد، بصورت غیر پیوسته

تغییر شکل می دهد و سپس در طول قسمت مورد آزمایش نمونه پخش شده و موجب طولانی شدن نقطه تسلیم می گردد (شکل ۵ - ۱). در بسیاری از موارد چندین نوار تشکیل شده و باعث نوسان نیرو در ناحیه ازدیاد طول نقطه تسلیم می شوند. این ناحیه های تغییر شکل مومسان برای اولین بار در سال ۱۸۴۲ توسط پیوبرت^۷ و سپس در سال ۱۸۶۰ توسط لودرز^۸ معرفی شده و با نام آنها شهرت یافته اند. پس از گسترش نوارهای لودرز در تمام طول قسمت مورد آزمایش نمونه، نیروی لازم برای ادامه افزایش طول همگن، مطابق شکل افزایش می یابد. این فرآیند تسلیم بعداً به تفصیل مورد بررسی قرار خواهد گرفت، ولی در این مرحله باید توجه داشت که نقطه تسلیم بالایی خاصیت ذاتی فلز نیست بلکه شدت تابع نوع دستگاه آزمایش، آماده سازی و عملیات حرارتی انجام شده روی نمونه آزمایش، و میزان هم راستایی امتداد نیرو با محور نمونه مورد آزمایش است. با استفاده از روشهای تجربی دقیق، می توان نقطه تسلیم بالایی تا دوبرابر نقطه تسلیم پایینی بدست آورد، از سوی دیگر می توان با ایجاد کرنش مومسان قبلی در نمونه آزمایش، کاملاً از بروز آن جلوگیری کرد، (شکل ۶-۱). پدیده نقطه تسلیم تیز (مشخص) ابتدا در فولاد کم کربن مشاهده شده است، لیکن از آن پس در هردو شکل تک بلور و چندبلور پاره های فلزات و آلیاژها نیز دیده شده است. معمولاً می توان این پدیده را به مقادیر مختصر ناخالصیهای بین نشین مانند کربن، ازت و اکسیژن در آهن، مولیبدن، نایوبیم، تانتالم، تنگستن، روی و کادمیم، یا ناخالصیهای جانشین مانند آلیاژهای مس با روی، آلومینیم، آرسنیک، ایندیم (در این آلیاژها عنصر غالب مس است) و یا آلیاژهای آلومینیم با منیزیم یا مس، (عنصر غالب آلومینیم است) مربوط دانست.

اگر نمونه ای را تا ورای ازدیاد طول نقطه تسلیم کشیده و پس از برداشتن نیرو بلافاصله بارگذاری کنیم، نقطه تسلیم تیز مشاهده نخواهد شد. لیکن اگر نمونه "پیر" شود، یعنی پس از برداشتن بار مدتی در یک دمای معین بماند، در بارگذاری مجدد، دوباره نقطه تسلیم تیز از خود نشان می دهد. این فرآیند پیرکردن کرنشی در اثر نفوذ ناخالصیهای بین نشین یا جانشین صورت می گیرد. بعنوان مثال، زمان آن برای فولاد نرم در دمای اتاق چند روز، و در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد، چند دقیقه است.

روشهای آزمایش دقیق نشان داده اند که پیش از انتقال ناگهانی، در موادی که نقطه تسلیم از خود نشان می دهند، تغییر شکل مومسان قابل اندازه گیری صورت می گیرد، و اگر چه عموماً در مقایسه با فلزاتی که انتقال پیوسته از خود نشان می دهند، حدکشانی به حد

تسلیم ماکروسکپی نزدیکتر است، ولی هنوز از آن پایینتر می‌باشد. این کرنش مومسان مختصر، میکروکرنش پیش‌تسلیم نام دارد و یکی از متغیرهای عمده در تمام مباحث مربوط به الگوهای فرآیند تسلیم است. اندازه‌گیری میکروکرنش در هر دو نوع فرآیند تسلیم را می‌توان با روشهای کرنش سنجی دقیق با قابلیت اندازه‌گیری $10^{-6} \times 2 - 10^{-9}$ یا با جستجوی دقیق به منظور مشاهده^۹ نشانه‌های تغییر شکل مومسان که طی آزمایشهای میکروسکپی به صورت خطوط لغزش روی سطوح صیقلی^{۱۰}، یا حفره در نمونه‌های حک‌شده^{۱۱} ظاهر می‌شوند، صورت داد.



شکل ۶-۱ منحنیهای تنش - ازدیاد طول، نمونه‌های سیم ۵/۵ اینچ قطراز جنس آهن آرمکو تابانده شده و نمایش اثر ایجاد کرنشهای قبلی روی شکل ظاهری تسلیم: (a) تابانده شده، (b) تا (e) پیچانیده شده دور استوانه با قطرهای به ترتیب ۱۵، ۱۰، $9\frac{1}{4}$ و $8\frac{1}{4}$ اینچ، بیش‌از‌آزمایش Hutchinson, 1963

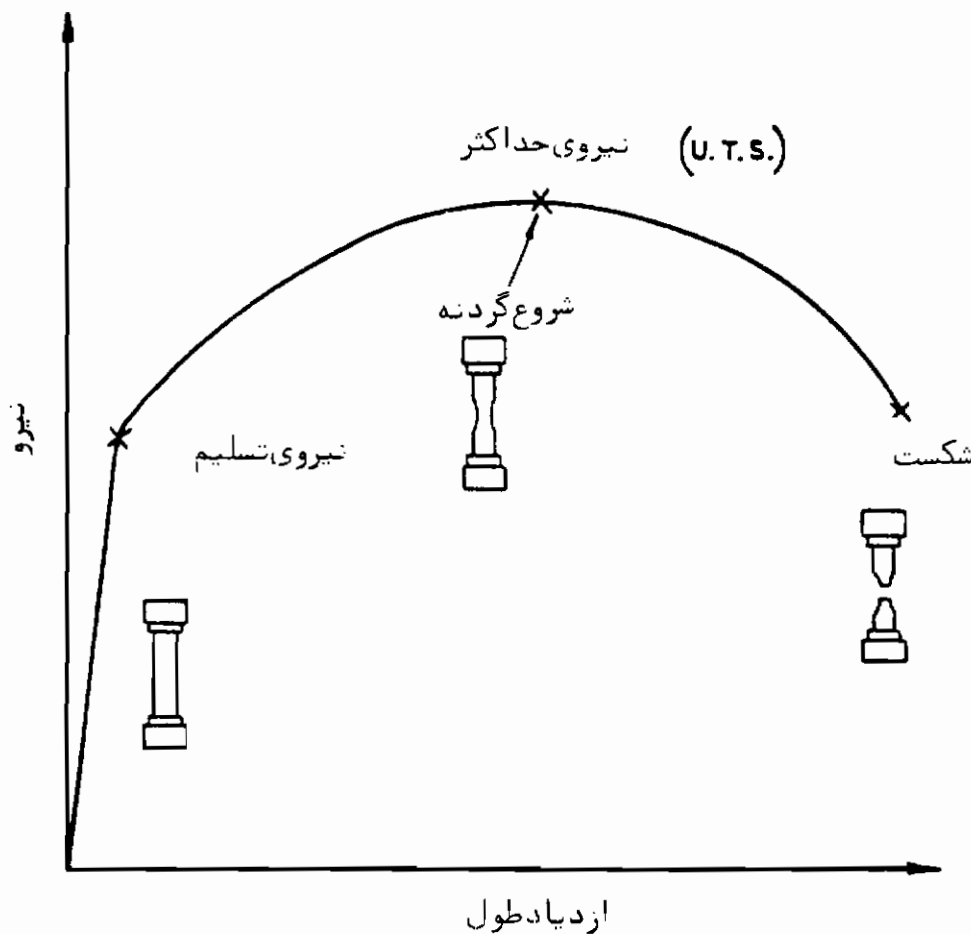
9- Thomas & Averbach (1959)

10- Koppelaar (1963)

11- Suits & Chalmers (1961)

رفتار مومسان : سخت شدن کرنشی

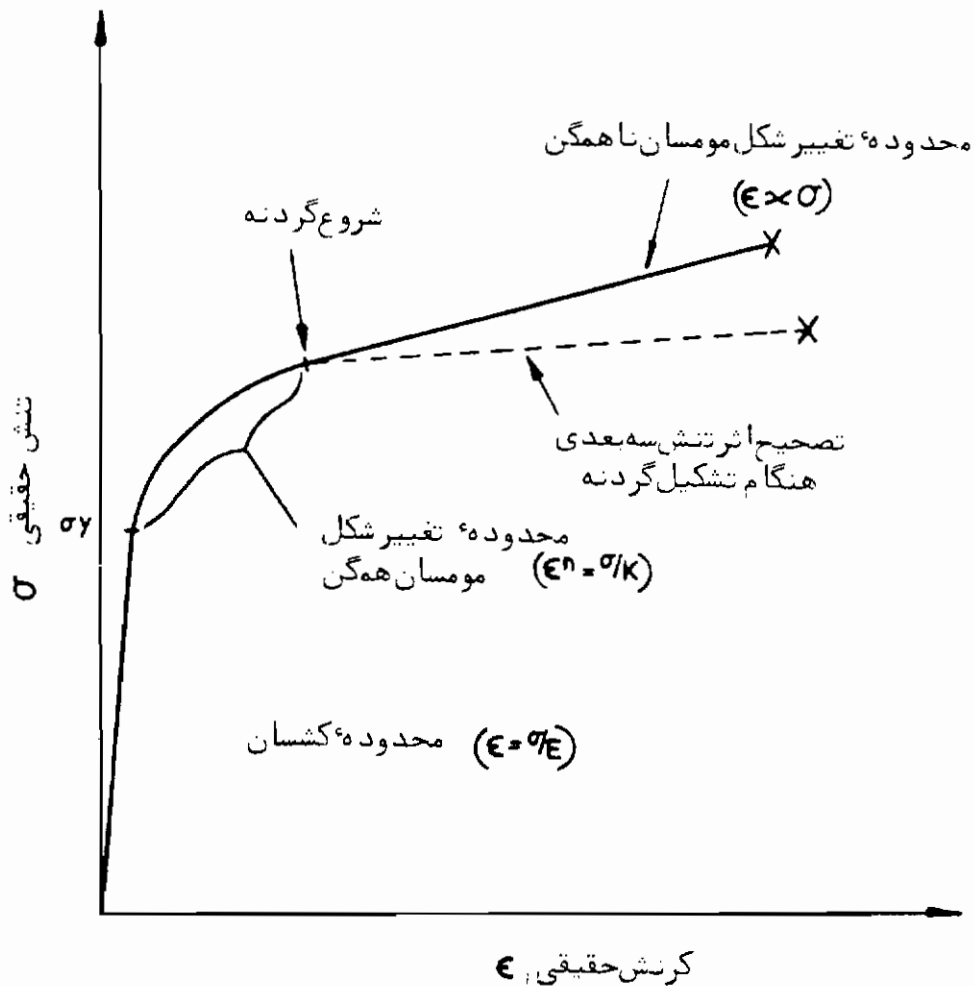
پس از انتقال از رفتار کشسان به رفتار مومسان ، نیروی لازم برای ادامه تغییر شکل افزایش می یابد ، لیکن برخلاف ناحیه کشسان ، دیگر نیرو و ازدیاد طول با یک ضریب ساده تناسب به هم مربوط نمی شوند . این افزایش نیرو به معنی محکمتر شدن فلز در اثر تغییر شکل مومسان است که سخت شدن کرنشی یا کارسختی خوانده می شود .



شکل ۷-۱ (الف) . منحنی نیرو - ازدیاد طول و نمایش شروع ایجاد گردنه در اثر نیروی حداکثر .

هنگام آزمایش کشش دو عامل متضاد روی مقدار نیروی لازم برای ایجاد مقدار معینی ازدیاد طول تاثیر می گذارند . عامل اول سخت شدن کرنشی است که موجب افزایش نیرو شده و عامل دوم کاهش مساحت سطح مقطع در اثر ازدیاد طول است که موجب کاهش نیرو می گردد . در افزایش طولهای کم سخت شدن کرنشی غالب است و نیرو افزایش می یابد . لیکن در تغییر شکلهای زیاد تر به علت ناپایداری مومسان ، تغییر شکل در قسمت کوچکی از مقطع نمونه

صورت گرفته، لذا سخت شدن کرنشی قادر به حبران اثر کاهش مساحت مقطع نیست و در نتیجه نیرو پس از گذشتن از یک مقدار حداکثر، رو به کاهش می‌گردد. در نهایت، همانطور که در شکل ۷-۱ (الف) مشاهده می‌شود، شکست نمونه در یک نیروی کم صورت می‌گیرد. معمولاً رابطه نیرو-ازدیاد طول، به صورت منحنی تنش مهندسی - کرنش مهندسی بیان می‌شود و مقدار حداکثر تنش مهندسی، استحکام نهایی (UTS) نام دارد.



شکل ۷-۱ (ب). منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی حاصل از شکل ۷-۱ (الف) و نمایش تاثیر تصحیح اثر تنش سه بعدی هنگام ایجاد گردنه

در واقع سخت شدن کرنشی فلز تا لحظه شکستن آن ادامه دارد، بطوریکه تنش لازم برای ازدیاد تغییر شکل نیز می‌بایست افزایش پیدا کند. این حالت در منحنی تنش حقیقی کرنش حقیقی شکل ۷-۱ (ب) مشاهده می‌شود. این منحنی تنش - کرنش به نام منحنی سیلان شهرت دارد و تنش لازم برای ایجاد یک کرنش مشخص، تنش سیلان خوانده می‌شود. این منحنی از مشخصه‌های ماده است و می‌توان آن را از آزمایشهای فشار و پیچش نیز به دست

آورد. در نتیجه می‌توان آن را برای مقایسه رفتار مواد مختلف و همچنین برای پیش‌بینی رفتار آنها در سیستم‌های پیچیده‌تر تنش، به‌کار گرفت. یک خاصیت مهم منحنی سیلان این است که سطح زیر این منحنی مقدار کار لازم در واحد حجم ماده جهت تغییر شکل آن را، تا یک کرنش مشخص، به‌دست می‌دهد. حال افزایش طول جزیی یک نمونه کششی را در نظر بگیرید. کار جزیی dW برابرست با:

$$dW = P \times dl$$

پس:

$$= \sigma \times A \times dl = \sigma \times V \times \frac{dl}{l}$$

یعنی:

$$\therefore W = V \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon, \quad \text{i.e.,} \quad \frac{W}{V} = \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon. \quad (1-14)$$

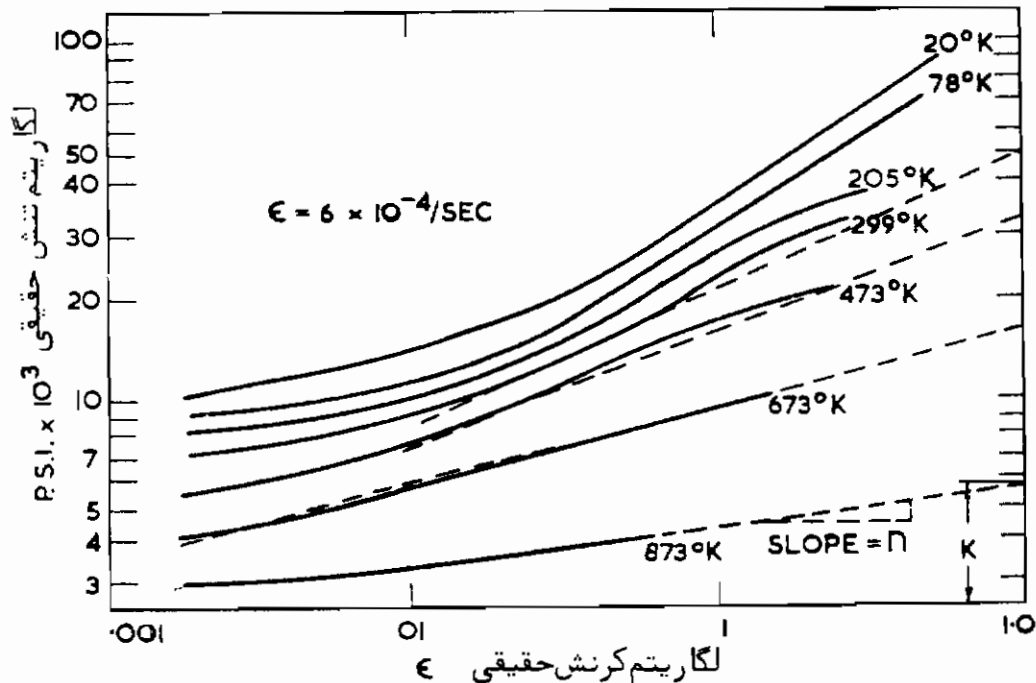
در عملیات شکل‌دادن فلزات، این مساحت حداقل کار لازم در واحد حجم، برای شکل‌دادن در اثر تغییر شکل همگن، را به‌دست می‌دهد. از آنجا که در عمل تغییر شکل نا همگن است (مثلاً) ممکن است برش داخلی بروز کند که کمکی به تغییر شکل مشهود قطعه نمی‌کند، مانند تغییر شکل شبکه‌های داخلی هنگام حدیده‌کاری یا نورد) کار بیشتری برای تغییر شکل لازم خواهد بود. علاوه بر این، برای فائق آمدن بر نیروی اصطکاک بین ماده و ابزار شکل‌دهنده مقدار بیشتری کار مورد نیاز است. بخش عمده انرژی داده شده به ماده هنگام تغییر شکل به‌گرم تبدیل می‌شود، لیکن درصد کوچکی (تقریباً ۵ تا ۱۰ درصد) در ماده باقی می‌ماند. مقدار این انرژی ذخیره شده و ماهیت رها شدن آن در گرم کردن بعدی، اطلاعات ارزشمندی برای مطالعات تغییر شکل مومسان، بازیابی و تبلور مجدد را به‌دست می‌دهد^{۱۲}.

برخی از پژوهشگران شیب این منحنی ($d\sigma/d\epsilon$) را برای ارزیابی اثر سخت شدن کرنشی مورد استفاده قرار داده‌اند، لیکن عموماً "شیب منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی در ناحیه" ازدیاد طول یکنواخت، بطور پیوسته تغییر می‌کند و استناد به شیب منحنی در یک کرنش دلخواه می‌تواند هنگام مقایسه مواد مختلف گمراه کننده باشد^{۱۳} معمولاً تنها قسمت خطی منحنی بلافاصله قبل و بعد از تشکیل گردنه است. در این قسمت، سیستم تنش پیچیده‌تر

است و در نتیجه $d\sigma/d\epsilon$ شاخص چندان مطلوبی به عنوان معیار سخت شدن کرنشی نیست. کوششهای متعددی در جهت نوشتن معادلات ریاضی برای این منحنی به عمل آمده است. ساده‌ترین و مناسبترین آنها یک رابطه توانی به صورت:

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (1-15)$$

است. در اینجا n توان سخت شدن کرنشی و K ضریب استحکام است. اگر ماده از این رابطه پیروی کند، منحنی تنش حقیقی و کرنش مومسان از تسلیم تا بار حداکثر روی مقیاسهای لگاریتمی به صورت یک خط مستقیم در می‌آید که شیب آن n و عرض آن در نقطه $\epsilon = 1$ برابر K است. این حالت غالباً پیش می‌آید، لیکن همانطور که در شکل ۸-۱ مشاهده می‌شود، استثنایهای متعددی نیز وجود دارد. امتیاز این رابطه ساده در اینست که مقایسه فلزات و آلیاژهای مختلف را آسان می‌سازد. برخی مقادیر گزارش شده برای n و K در جدول ۱-۱ آمده‌اند.



شکل ۸-۱ منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی نقره

لازم به تاکید است که $d\sigma/d\epsilon$ و n معیارهای معادلی از قابلیت سخت‌شوندگیی کرنشی ماده نیستند زیرا $n = d(\log \sigma) / d(\log \epsilon)$ است. در واقع ممکن است $d\sigma/d\epsilon$ و n بر حسب یک متغیر آزمایش (مثلاً دما) به دو گونه کاملاً متفاوت، تغییر کنند.

جدول ۱-۱ مقادیر n و K برای پاره‌های فلزات در دمای اتاق (Dieter, ۱۹۶۱)

فلز	حالت	n	K (kg/mm ²)
مس	تابانده	۰/۵۴	۳۲/۵
برنج ۷۰/۳۰	تابانده	۰/۴۹	۹۱/۰
فولاد ۰/۰۵ درصد کربن	تابانده	۰/۲۶	۵۴/۰
فولاد ۰/۰۶ درصد کربن	تابانده و بازپخت در ۵۴۰ درجه سانتیگراد	۰/۱۰	۱۶۰/۰

شکل کاملتر رابطه (۱۵ - ۱) به صورت:

$$\sigma = \sigma_y + K\epsilon^n \quad (1-16)$$

توسط لودویک^{۱۴} پیشنهاد شده است. در این رابطه σ_y تنش تسلیم است. ژائول و همکارانش^{۱۵} عقیده دارند که منحنیهای تجربی را می‌توان به چند بخش تقسیم کرد و هر بخش را با رابطه‌ای از نوع رابطه (۱-۱۶) بیان نمود. در عمومی‌ترین حالت (مثلاً "تغییر شکل آلومینیم در دمای ۱۹۵ °C، شکل ۹-۱) سه بخش وجود دارد و در نتیجه شکل منحنی تابع ۹ متغیر است که به دلیل لزوم حفظ پیوستگی در نقاط انتقال بین بخشهای متوالی، تعداد متغیرها به ۷ تقلیل می‌یابد. این پژوهشگران سه ناحیه را به شرح زیر طبقه‌بندی می‌کنند:

۱ - سخت شدن درون دانه‌ای که در آن توان سخت شدن کرنشی (n) تابع اندازه دانه است، ولی به سمت $\frac{1}{4}$ میل می‌کند، بطوریکه:

$$\sigma = \sigma_y + A\epsilon^{1/2} \quad (1-17)$$

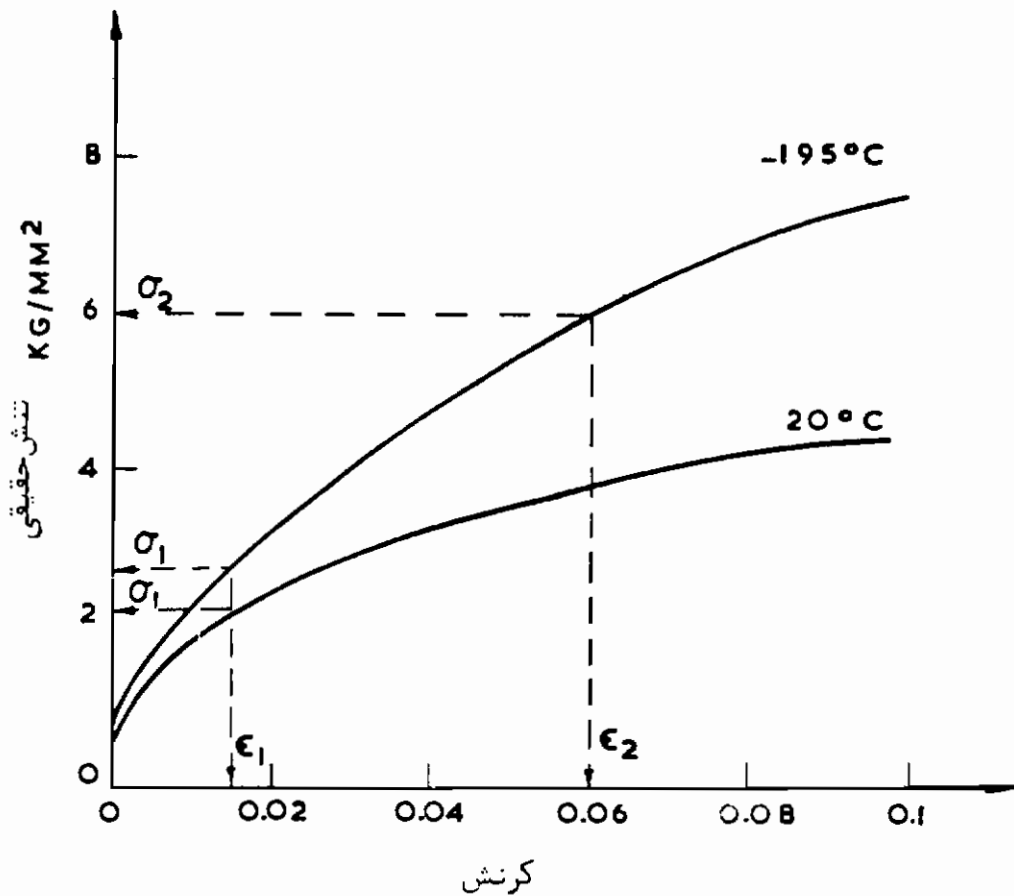
در این رابطه $A \approx E/400$ است.

۲ - سخت شدن خطی که در آن توان سخت شدن کرنشی (n) تقریباً برابر ۱ است بطوریکه:

$$\sigma = \sigma_1 + B(\epsilon - \epsilon_1) \quad (1-18)$$

در این رابطه σ_1 و ϵ_1 به ترتیب تنش و کرنش در انتهای ناحیه (۱) هستند و $B \approx E/100$ است.

۳ - سخت شدن سهموی که در آن توان سخت شدن کرنشی (n) خیلی کمتر از ۰/۵ است ($n \ll 0.5$)، ولی به دلیل کافی نبودن نتایج آزمایش سخت شوندگی، نمی‌توان یک معادله کلی برای آن بیان کرد.



شکل ۹-۱ منحنی تنش - کرنش آلومینیم در دمای 195°C - شکل عمومی منحنیهای تنش - کرنش مواد چندبلوره f.c.c. را نشان می‌دهد. منحنی تنش - کرنش آلومینیم در 20°C برای مقایسه آمده است Jaoul, 1964

وجود سه مرحله سخت شدن تابع دما و نرخ کرنش است، مثلاً در آلومینیم در 20°C فقط ۲ مرحله مشاهده می‌شود (شکل ۹-۱). تحلیل منحنیهای مربوط به آلیاژها نشان داده‌است که تغییرات متغیرهای مختلف بسته به ترکیب آلیاژ از قواعد منظمی پیروی می‌کنند و این امر نشان می‌دهد که چگونه می‌توان از ارقام منحنیهای تنش - کرنش برای مطالعات سیستماتیک خواص مکانیکی، استفاده کرد.

ناپایداری مومسان : ایجاد گردنه

در نقطه حداکثر نیرو در منحنی نیرو-ازدیاد طول، هر قسمت از نمونه که مختصری ضعیفتر از قسمتهای دیگر باشد، قدری بیشتر از قسمتهای دیگر ازدیاد طول پیدا می‌کند. این امر موجب کاهش مساحت و افزایش تنش موضعی می‌شود، بطوریکه ادامه ازدیاد طول در این قسمت باریک شده خواهد بود. به این ترتیب، همانطور که در شکل ۷-۱ (الف) مشاهده می‌شود "گردنه" ایجاد می‌گردد. عوامل احتمالی ضعف موضعی، دمای موضعی بالاتر در اثر گرم شدن بی‌دررو (آدیاباتیک) نمونه هنگام تغییر شکل، نقصهای درون ماده‌ای نظیر آخال (انکلوزیونها)، دانه‌های فاز دوم، سوراخ و غیره، هستند. باید توجه داشت که در صورت عدم بروز سخت شدن کرنشی، به محض شروع تسلیم، ناپایداری مومسان به وجود می‌آید و نیرو تا لحظه شکست، بطور پیوسته کاهش می‌یابد.

از آنجا که شروع ایجاد گردنه در نیروی حداکثر است، شرط ایجاد ناپایداری مومسان $dP = 0$ خواهد بود. با توجه به اینکه $P = \sigma A$ است:

$$dP = \sigma dA + A d\sigma = 0$$

یعنی:

$$-\frac{dA}{A} = \frac{d\sigma}{\sigma} \quad (1-19)$$

در فلزات شکل‌پذیر، شروع ایجاد گردنه در کرنشهای بالاست که شرط ثابت ماندن حجم اعتبار دارد. یعنی:

$$dV = A dl + l dA = 0$$

یا:

$$-\frac{dA}{A} = \frac{dl}{l} \quad (1-20)$$

از جایگزینی این مقدار dA/A در رابطه (۱-۱۹)، رابطه زیر نتیجه می‌شود:

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = d\epsilon$$

یعنی:

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \sigma \quad (1-21)$$

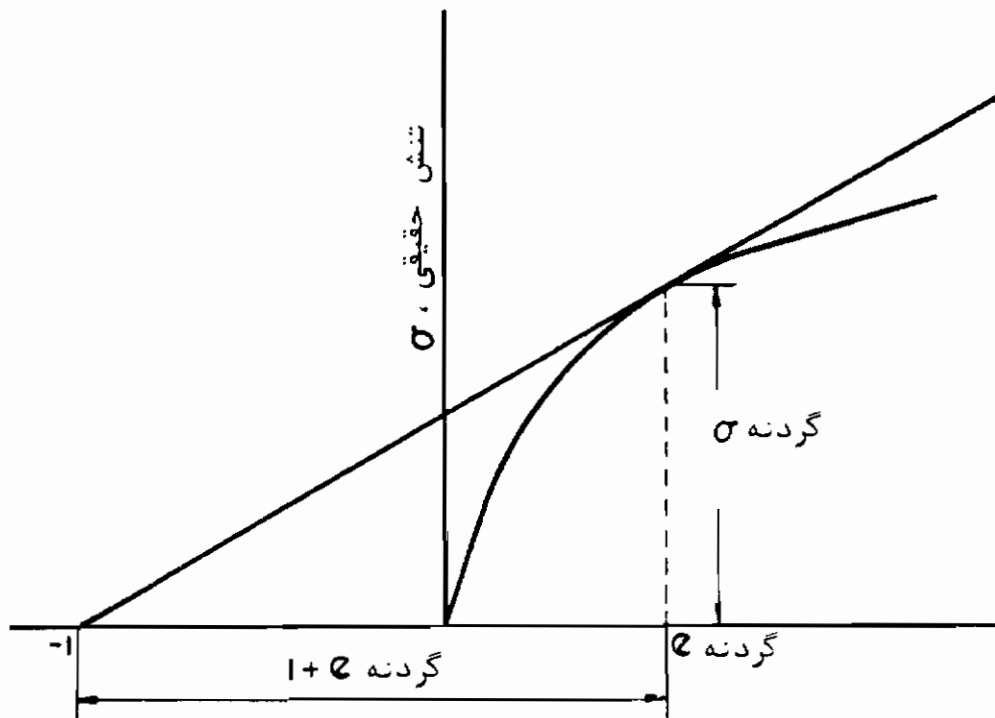
بنابراین، در گشش تک‌محوری ایجاد گردنه در کرنشی آغاز می‌شود که شیب منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی برابر با تنش حقیقی در آن کرنش باشد.
 رابطه (۱-۲۱) را می‌توان برحسب کرنش قراردادی به صورت زیر بیان کرد:

$$\frac{d\sigma}{de} = \frac{d\sigma}{de} \frac{de}{d\epsilon} = \frac{d\sigma}{d\epsilon} \left(\frac{dl/l_0}{dl/l} \right) = \frac{d\sigma}{d\epsilon} \frac{l}{l_0} = \frac{d\sigma}{d\epsilon} (1 + e) = \sigma$$

یعنی:

$$\therefore \frac{d\sigma}{d\epsilon} = \frac{\sigma}{1 + e} \quad (1-22)$$

با این رابطه می‌توان مقدار نیروی حداکثر را به روش ترسیمی (روش کنسیدره^{۱۶}) مطابق شکل (۱-۱۰)، پیدا کرد.



کرنش قراردادی

شکل ۱-۱۰ روش ترسیمی کنسیدره Considère برای یافتن نقطه بار حداکثر

در مواردی که بتوان رابطه توانی مناسبی برای منحنی سیلان پیدا کرد، می‌توان شرایط

تشکیل گردنه را برحسب توان سخت شدن کرنشی بیان نمود. توان سخت شدن کرنشی برابر است با:

$$n = \frac{d(\log \sigma)}{d(\log \epsilon)} = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \epsilon)} = \frac{\epsilon}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\epsilon}$$

و در نتیجه از رابطه (۲۲-۱) نتیجه می شود:

$$n = \text{گردنه} \quad (۲۳-۱)$$

یعنی شروع ایجاد گردنه زمانی است که کرنش حقیقی برابر با توان سخت شدن کرنشی باشد در نتیجه مقادیر تنش و کرنش تشکیل گردنه همراه با تنش تسلیم برای بیان منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی یک ماده، کافی هستند.

اطلاعات حاصل از آزمایش کشش تا پیش از نقطه نیروی حداکثر، بیانگر منحنی تنش کرنش تک محوری ماده است. به محض شروع تشکیل گردنه، تنش و کرنش غیر یکنواخت شده و در محور نمونه در محل کوچکترین سطح مقطع، شرایط تنش سه محوری به وجود می آید. این سیستم تنش، مقدار تنش طولی مورد نیاز برای ادامه تغییر شکل مومسان را افزایش داده و برای تعیین تنش حقیقی نمونه باید تنش حقیقی میانگین اندازه گیری شده (میانگین σ) را به وسیله عاملی تصحیح کرد. بریجمن، داویدنکف و اسپیرییدوتوا^{۱۷} برای بیان حالت تنش در گردنه روابطی پیدا کرده اند. در این زمینه پژوهشگران متعددی (پارکر و همکاران، مارشال و شا، ترورزا^{۱۸}) با تجربیات عملی، نشان داده اند که مناسبترین رابطه، رابطه بریجمن است:

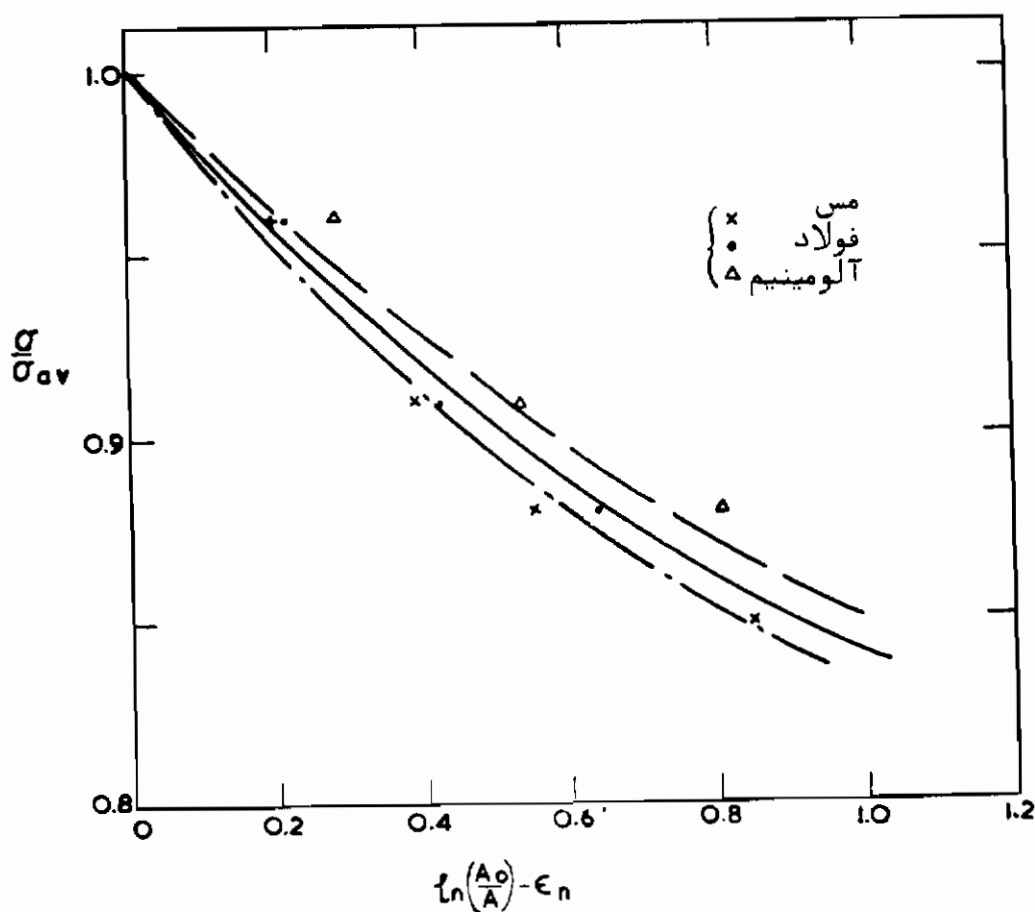
$$\sigma = \frac{\sigma_{av}}{(1 + 2R/r_n)[\ln(1 + r_n/2R)]} \quad (۲۴-۱)$$

که در اینجا R شعاع انحناء گردنه و r_n شعاع مقطع نمونه در محل گردنه است. در نتیجه، ضریب تصحیح تابع نسبت r_n/R است. برای به دست آوردن این نسبت می توان نمونه را تا اندازه مورد نظر پس از تشکیل گردنه کشیده و پس از برداشتن نیرو، مستقیماً R و r_n را اندازه گرفت. راه دیگر عکسبرداری از یک نمونه در مراحل مختلف تغییر شکل پس از تشکیل گردنه و تعیین R و r_n از روی تصاویر حاصله است. بالاخره بریجمن توانست با اندازه گیری

17- Bridgman, 1944; Davidenkov & Spiridonova, 1946.

18- Parker et al, 1946; Marshall & Shaw, 1952; Trozera, 1963

در r_n/R در کرنشهای مختلف در چند نوع فولاد، یک منحنی تجربی تهیه کند که ضریب تصحیح را مستقیماً بر حسب کرنش کل به دست دهد. مارشال و شا، این منحنی را برای مس تجربه کردند، لیکن دریافتند که نتایج آزمایش آنها روی منحنی بریجمن نمی‌افتد. البته از آنجا که کرنشهای تشکیل‌گرفته در فولاد و مس تفاوت زیادی بایکدیگر دارند، چنین رفتاری غیر منتظره نیست و منحنی مناسبتر (کرنش کل - کرنش‌گرفته) است. انطباق نتایج آزمایش برای منحنی (شکل ۱۱-۱) بسیار بهتر است. برای نمایش ماهیت عمومی این رابطه، ارقام مربوط به آلومینیم نیز در شکل گنجانیده شده است. این منحنی را می‌توان برای تصحیح تقریبی به کار برد، لیکن هنگامیکه نتایج دقیقتری مورد نیاز باشد باید ابتدا نسبت r_n/R را تعیین کرده و سپس از رابطه (۱-۲۴) استفاده نمود. منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی تصحیح شده، بصورت ترسیمی در شکل ۷-۱ (الف) نمایش داده شده است.



شکل ۱۱-۱ ضریب تصحیح تشکیل‌گرفته بر حسب (کرنش در گدنه، $\ln(A_0/A)$ ، منهای کرنش هنگام تشکیل‌گدنه، ϵ_n).

نکته قابل توجه این است که در یک آزمایش کشش معمولی که نیرو با نرخ ثابت افزایش

پیدا می‌کند، به محض شروع تشکیل گردنه، نرخ کرنش حقیقی در ناحیه گردنه افزایش یافته و با کاهش سطح مقطع این روند ادامه پیدا می‌کند. در نتیجه، ویژگیهای تغییر شکل اندازه‌گیری شده متعلق به ماده در حال تغییر شکل، با نرخ کرنش فزاینده هستند.

شکل پذیری (نرمش)

عبارت شکل‌پذیر بیانگر این است که فلز می‌تواند پیش از شکستن، کرنش زیادی تحمل کند. شکل‌پذیری از نظر مهندسی اهمیت دارد زیرا فلزی که شکل‌پذیری کافی داشته باشد می‌تواند تنشهای موضعی را مجدداً توزیع کند. فلزی که فقط بتواند کرنش مختصری پیش از شکستن تحمل کند و یا اصلاً کرنش تحمل نکند، ترد نام دارد.

برای بیان شکل‌پذیری ماده بر اساس آزمایش کشش، می‌توان دو کمیت تعریف کرد: کمیت اول ازدیاد طول هنگام شکست (e_f)، و کمیت دیگر کاهش مساحت سطح مقطع هنگام شکست (RA) است. این دو کمیت به ترتیب برابر با $\frac{l_f - l_0}{l_0}$ و $\frac{A_0 - A_f}{A_0}$ هستند. l_f طول نمونه و A_f مساحت سطح مقطع آن هنگام شکست است. هر دو کمیت غالباً به صورت درصد بیان می‌شوند.

در یک ماده شکل‌پذیر، نیرو از آغاز تشکیل گردنه، تا لحظه شکست نمونه، بطور پیوسته رو به کاهش می‌گذارد و تمام تغییر شکل مراحل نهایی بی‌درنگ در حوالی گردنه صورت می‌گیرد. در نتیجه ازدیاد طول نهایی نمونه شامل دو بخش است: بخش اول ازدیاد طول یکنواخت تا شروع تشکیل گردنه، و بخش دوم ازدیاد طول موضعی پس از تشکیل گردنه. ازدیاد طول نمونه هنگام شکست تقریباً برابر است با:

$$l_f - l_0 = \alpha + \beta l_0$$

در اینجا α ، ازدیاد طول موضعی و βl_0 ، ازدیاد طول یکنواخت است. α و β ضرایبی ثابت و تابع شرایط آزمایش هستند. در نتیجه:

$$e_f = \frac{l_f - l_0}{l_0} = \frac{\alpha}{l_0} + \beta \quad (1-25)$$

بنابراین e_f بیانگر خاصیت مطلق ماده در دما و نرخ کرنش معینی نیست، بلکه بر حسب طول قسمت مورد آزمایش نمونه تغییر می‌کند (شکل ۱-۱۲).

ازدیاد طول یکنواخت مستقل از مساحت مقطع نمونه است، ولی مساحت مقطع روی ازدیاد طول موضعی تأثیر دارد. تجربه نشان داده است که ازدیاد طول موضعی متناسب با

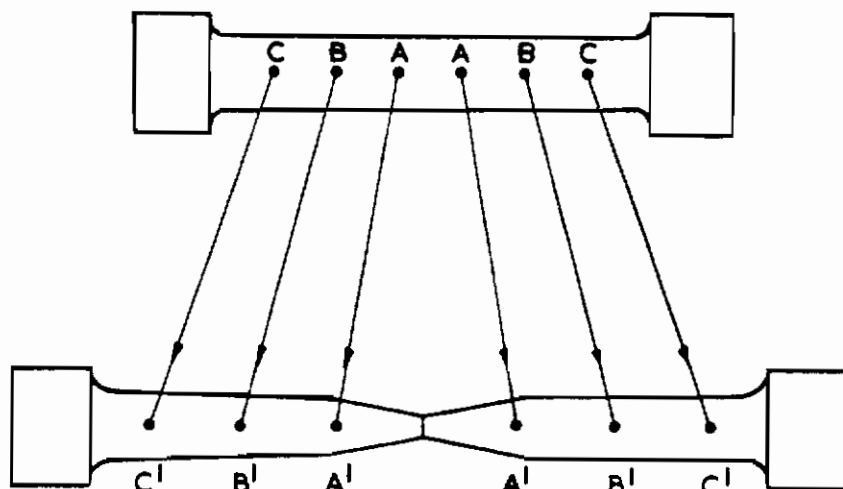
بعد خطی مساحت سطح مقطع است ، یعنی :

$$\alpha = C\sqrt{A_0}$$

در نتیجه :

$$e_f = \frac{C\sqrt{A_0}}{l_0} + \beta \quad (1-26)$$

این رابطه به معادله ازدیاد طول شهرت دارد .



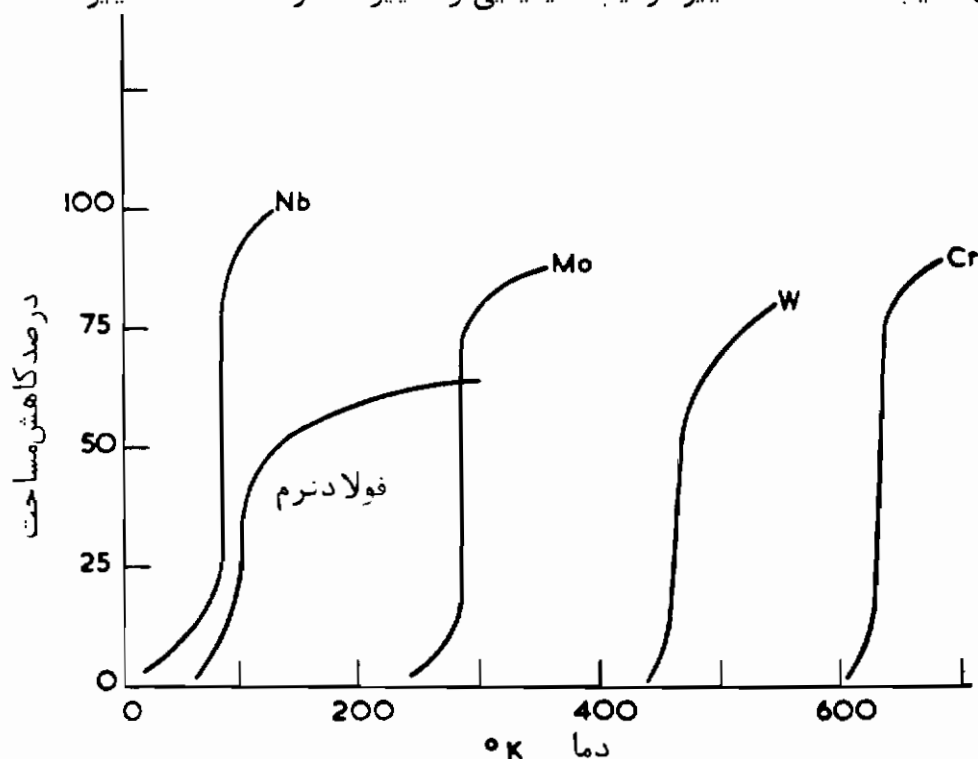
$$e_f = \left(1 - \frac{AA'}{AA}\right) > e_f = \left(1 - \frac{BB'}{BB}\right) > e_f = \left(1 - \frac{CC'}{CC}\right)$$

شکل ۱-۱۲ نمایش ترسیمی تغییرات ازدیاد طول هنگام شکست بر حسب طول قسمت مورد آزمایش نمونه .

لذا برای دست یافتن به نتایج قابل مقایسه باید نمونه‌هایی بکار روند که از نقطه نظر هندسی: $\sqrt{A_0}/l_0 (\propto d_0/l_0)$ آنها برابر باشد . اولین بار این رابطه در سال ۱۸۸۵ به نام قانون باربا^{۱۹} (تغییر شکل یکسان میله‌های آزمایش با شکل هندسی مشابه) پیشنهاد شده است . کاربرد استانداردهای متفاوت برای نمونه‌های آزمایش (و در نتیجه $\sqrt{A_0}/l_0$ های متفاوت در کشورهای مختلف به این معنی است که هنگام مقایسه ارقام ازدیاد طول هنگام شکست به عنوان معیار شکل‌پذیری، رعایت دقت ضروری است . برای رفع این مشکل می‌توان از کاهش

مساحت هنگام شکست به عنوان معیار شکل پذیری استفاده کرد، زیرا اگر l_0/d_0 آنقدر بزرگ باشد ($l_0/d_0 > 3-3/5$) که بتوان از اثرات محل گیره چشم پوشی نمود، کاهش مساحت سطح مقطع مستقل از ابعاد نمونه خواهد بود. کاهش مساحت مقطع هنگام شکست معیاری نسبتاً حساس به تغییرات ساختار و ترکیب ماده است و به مقیاس وسیعی در پژوهشهای شکل پذیری مواد، مخصوصاً در دماهای بالا، مورد استفاده قرار می گیرد. با اندازه گیری نیرو و مساحت مقطع هنگام شکست می توان تنش حقیقی شکست ($\sigma_f = L_f/A_f$) را محاسبه کرده و معیاری اساسی از استحکام شکست ماده به دست داد.

همانطور که قبلاً گفته شد، هنگام شکست مواد ترد فقط مقدار کمی کرنش حاصل می شود و یا اصلاً کرنش به وجود نمی آید و در نتیجه تشکیل گردنه و ازدیاد طول موضعی نیز مشاهده نمی شود. به عبارت دیگر α در رابطه (۱-۲۶) مساوی صفر است. نکته شایان توجه این است که تردی خاصیت مطلق ماده نیست. مواد، ممکن است تحت شرایطی ترد و تحت شرایطی دیگر شکل پذیر باشند. مثلاً فولاد و سایر فلزات و آلیاژهای با ساختار مکعب مرکز پر (b.c.c.) در دماهای پایین ترد و در دماهای بالا با انتقال از رفتار شکل پذیر به ترد در محدوده کوچکی از دما، شکل پذیر هستند (شکل ۱-۱۳). این رفتار را می توان با تغییر نرخ بارگذاری، ایجاد شکاف، تغییر ترکیب شیمیایی و تغییر اندازه دانه ها، تغییر داد.



شکل ۱-۱۳ انتقال از رفتار شکل پذیر به رفتار ترد پاره ای فلزات با ساختار مکعبی مرکز پر در آزمایش کشش در محدوده ای از دما.

ویژگیهای ماشینهای آزمایش کشش

بیشتر آزمایشهای کشش به وسیله ماشینهایی صورت می‌گیرند که دوسر مرتبط به هم دارند و یکی از آنها به گونه‌ای حرکت داده می‌شود که نرخ ثابت کرنش به وجود آورد. معمولاً حرکت به وسیله پیچ یا با سیستم هیدرولیک تامین می‌شود و نیرو از یکی از سرهای ماشین یا سلول نیرو، با وسایل برقی (به وسیله کرنش سنج مقاومتی یا القایی)، هیدرولیکی یا مکانیکی (به وسیله مکانیزم اهرم و عقربه یا آونگ) اندازه‌گیری می‌شود. معمولاً حرکت سر متحرک بیشتر ماشینها با سرعت تقریباً ثابت صورت می‌گیرد، بطوریکه برای ایجاد نرخ ثابت کرنش حقیقی لازم است از وسایل خاص استفاده شود.

در ماشین کشش هنگام بارگذاری نمونه، نیرو به تمام ماشین منتقل شده و ماشین همراه با نمونه تغییر شکل کسان پیدا می‌کند. غالباً تغییر شکل ماشین بیشتر از تغییر شکل نمونه است و در نتیجه هنگام تجزیه و تحلیل منحنیهای نیرو-ازدیاد طول باید ویژگیهای ماشین را در نظر داشت. مثلاً می‌توان سیستم را معادل دو فنر سری در نظر گرفت که سخت پایی اولی k_m (برای ماشین، اتصالات و غیره) و سخت پایی دیگری k_s (برای نمونه) باشد. در یک سرعت مشخص ماشین، ازدیاد طول کلی $\delta = \delta_m + \delta_s$ (ازدیاد طول نمونه $= \delta_s$ و ازدیاد طول ماشین $= \delta_m$) با نرخ ثابت $d\delta/dt$ افزایش می‌یابد، یعنی:

$$\frac{d\delta}{dt} = \frac{d\delta_m}{dt} + \frac{d\delta_s}{dt} \quad (1-27)$$

از آنجا که در هر لحظه: $P = k_m \delta_m = k_s \delta_s = k \delta$ (در این رابطه k سخت پایی کل معادل و برابر است با $k_m k_s / (k_m + k_s)$):

$$k_m \frac{d\delta_m}{dt} = k_s \frac{d\delta_s}{dt} = k \frac{d\delta}{dt}$$

در نتیجه اگر $d\delta/dt$ ثابت باشد $d\delta_s/dt$ نیز ثابت بوده ولی ممکن است خیلی کوچکتر باشد، زیرا:

$$\frac{d\delta_s/dt}{d\delta/dt} = \frac{k}{k_s} = \frac{k_m}{k_m + k_s}$$

اگر $k_s = k_m$ باشد، نرخ ازدیاد طول نمونه نصف سرعت ماشین خواهد بود.

ماشینی که سخت پایی بالا داشته باشد ماشین سخت خوانده می شود و تقریباً "سرح ثابت کرنش در نمونه ایجاد می کند. غالباً" برای کاهش تغییر شکل خود ماشین و بالابردن حساسیت آن به ماده مورد آزمایش، استفاده از یک ماشین سخت حائز اهمیت است. ماشین با سخت پایی پایین ماشین نرم نام دارد و چون تقریباً تمام ازدیاد طول در سیستم ماشین صورت می گیرد، بارگذاری به حالت افزایش تنش با نرخ ثابت نزدیک می شود.

تاثیر نرخ کرنش در دمای اتاق شایان توجه نیست، ولی در دماهای بالاتر که تنش متناظر به هر کرنش نسبت به نرخ کرنش حساس است، اهمیت پیدا می کند. در این شرایط مشکلاتی بروز می کند زیرا تغییر شکل مومسان در اثر نیروی کم صورت می گیرد و در نتیجه برای اندازه گیری دقیق نیرو باید k_m کوچک باشد. از طرفی نرخ کرنش نیز باید ثابت نگاه داشته شود که با شرط کوچک بودن k_m سازگاری ندارد. ماشینی که هر دو خاصیت را با هم داشته باشد ماشینی است که تغییر شکل اجزاء نرم آن به کمک یک حرکت خارجی "تقویت" می شود بطوری که یک انتهای نمونه در موقعیت ثابت باقی بماند. با کشیدن انتهای دیگر ماشین با سرعت ثابت، نرخ ثابت کرنش به دست می آید.

اخیراً" تاثیر ویژگیهای ماشین در بحثهای مربوط به روشهای آزمایش روزمره برای تعیین استحکام تسلیم در ۲/۰ درصد کرنش مومسان و تنش تسلیم پائینی فولادها خصوصاً در دماهای بالا، اهمیتی چشمگیر یافته است^{۲۰}.

ویژگیهای ماشین می تواند روی ماهیت انتقال از رفتار کشسان به رفتار مومسان فلزات دارای نقطه تسلیم تیز و ناهمگن، در تغییر شکل اثر قابل توجه داشته باشد. ماشینی را در نظر بگیرید که یکی از سرهای آن بدون بار با سرعت v حرکت می کند. در شرایط تجربی شکل ۱-۱۴ نمونه بین سلول نیرو و سر متحرک بسته شده است. فرض کنید که در مدت dt نیرو به اندازه dP تغییر کند. در این صورت نقطه C به موقعیت C' می رسد، بطوری که:

$$CC' = V dt - \frac{dP}{k'_m} \quad (1-28)$$

در اینجا k'_m سخت پایی ماشین بدون اتصالات و سلول نیرو است. این فاصله شامل ازدیاد طول نمونه، اتصالات، و سلول نیرو است. بطوری که:

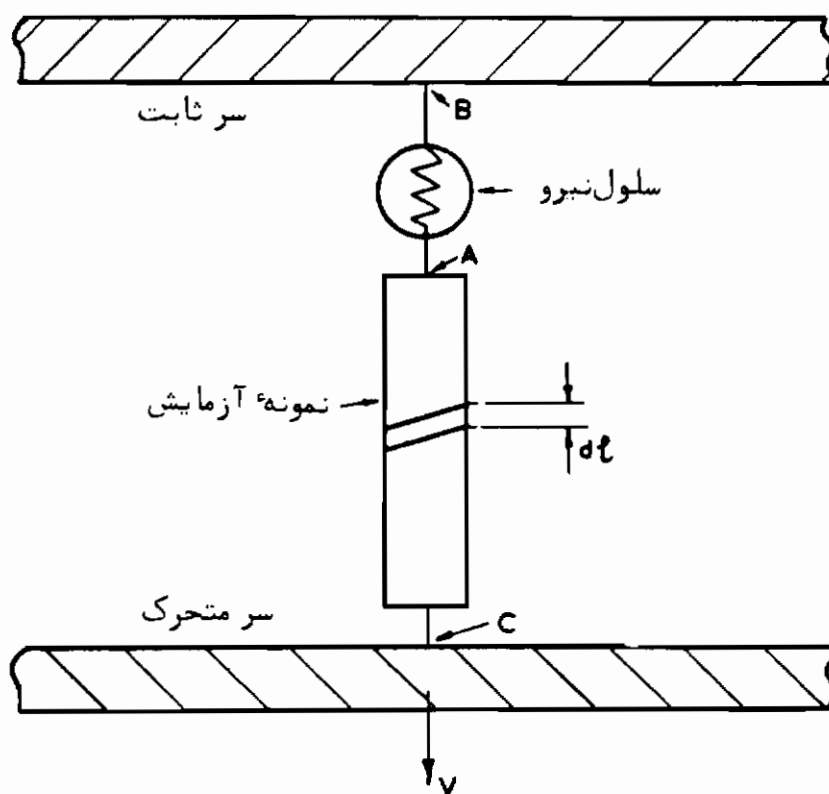
$$CC' = \delta_s + \frac{dP}{k'_m} + \frac{dP}{k_L} \quad (1-29)$$

در اینجا k_m'' سخت‌پایی اتصالات و k_L سخت‌پایی سلول نیرو است. در نتیجه سخت‌پایی کل ماشین برابر است با:

$$\frac{1}{k_m} = \frac{1}{k_m'} + \frac{1}{k_m''} + \frac{1}{k_L}$$

از برابر قراردادن دورابطه و جایگزینی مقدار k_m نتیجه زیر حاصل می‌شود:

$$V dt - \delta_s = \frac{dP}{k_m} \quad (1-30)$$



شکل ۱-۱۴ نمایش ترسیمی تسلیم در اثر پخش‌شدن باریکه‌ای از تغییرشکل مومسان موضعی.

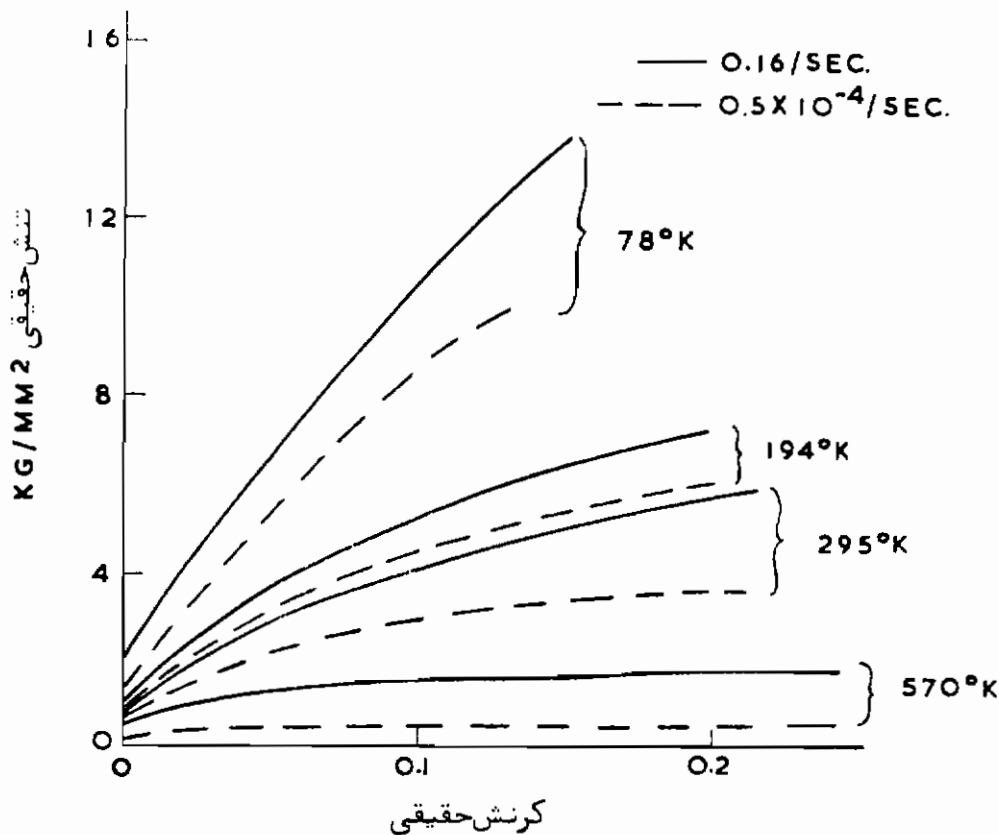
فرض کنید تغییرشکل در اثر حرکت یک باریکه تغییرشکل مومسان با سرعت v_1 در طول l_1 ، نمونه صورت گرفته و عبور این باریکه موجب ایجاد کرنش e_1 گردد. بنابراین $dt = l_1/v_1$ و $\delta_s = e_1 l_1$. از جایگزینی این مقادیر در رابطه (۱-۳۰)، رابطه زیر حاصل می‌شود:

$$dP = k_m l_1 \left(\frac{V}{v_1} - e_1 \right) \quad (1-31)$$

در صورت بروز تسلیم ناگهانی، مقدار dP مربوط به کرنش اولیه باریکه تغییر شکل مومسان در یک ماشین سخت، زیاد خواهد بود، در حالیکه در یک ماشین تا حد دلخواه نرم (بار مرده) هیچگونه افت نیرو مشاهده نمی‌شود. با حرکت باریکه، ازدیاد طول به وسیله جا به جاشدن جبران می‌شود و در نتیجه ازدیاد طول در نیروی ثابت صورت گرفته و یک فلات ایجاد می‌شود.

تأثیر دما روی خواص کششی

به‌طور کلی افزایش دما سطح منحنی تنش-کرنش، و همچنین سخت‌شدن کرنشی را کاهش می‌دهد، به‌طوری که در دماهای بالا منحنی صاف شده و شکست با افزایش شکل‌پذیری همراه است. ارقام مربوط به آلومینیم در شکل ۱-۱۵ نمایشگر این ویژگی‌های کلی هستند. این رفتار ممکن است برحسب ساختار بلورین، و همچنین تغییرات ساختار حاصل از دما (ار قبیل اثرات رسوب کردن یا تبدیل از حالت منظم به حالت نامنظم)، تغییر کند.



شکل ۱-۱۵ منحنیهای تنش-کرنش با درجه خلوص بالا در محدوده‌ای از دما

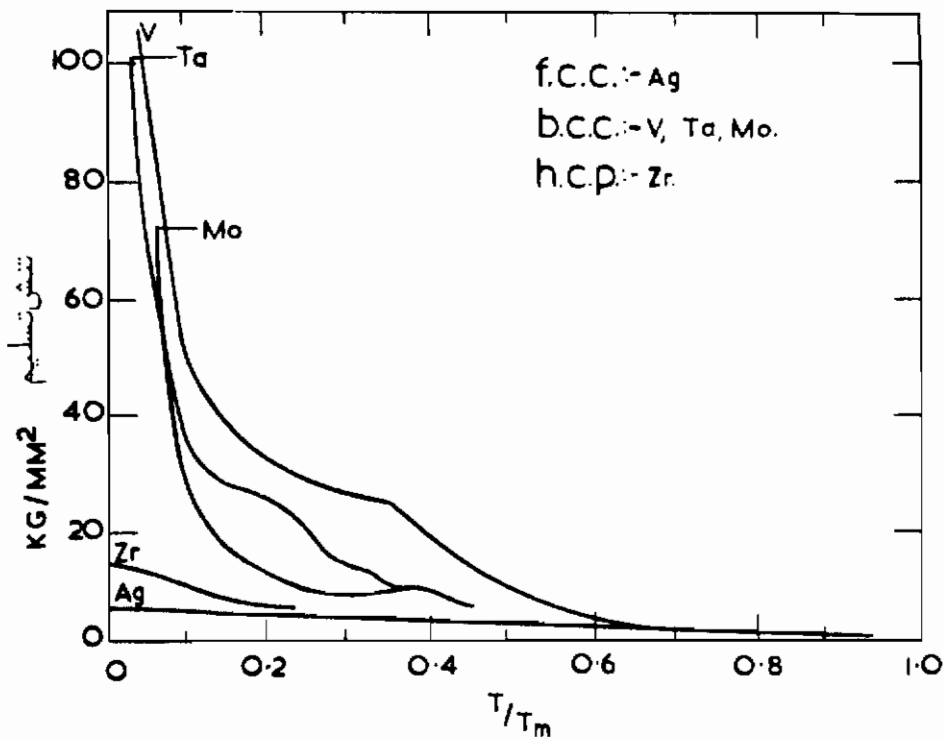
و با دو نرخ کرنش Trozera et al., 1957

برای مقایسه رفتار فلزات مختلف در دماهای مختلف، بهتر است از مفهوم دمای همسان

یعنی نسبت:

$$\frac{T}{T_m} = \frac{\text{دمای آزمایش بر حسب درجه کلوین}}{\text{دمای ذوب بر حسب درجه کلوین}}$$

استفاده شود. در نتیجه اگر سرب در دمای اتاق تغییر شکل دهد، $\frac{T}{T_m} = 0/5$ خواهد بود، در حالیکه برای مولیبدن در همین دما $T/T_m = 0/1$ است. کاربرد دمای همسان برای مقایسه تنش تسلیم فلزات با ساختارهای بلورین متفاوت در شکل ۱۶-۱ آمده است.

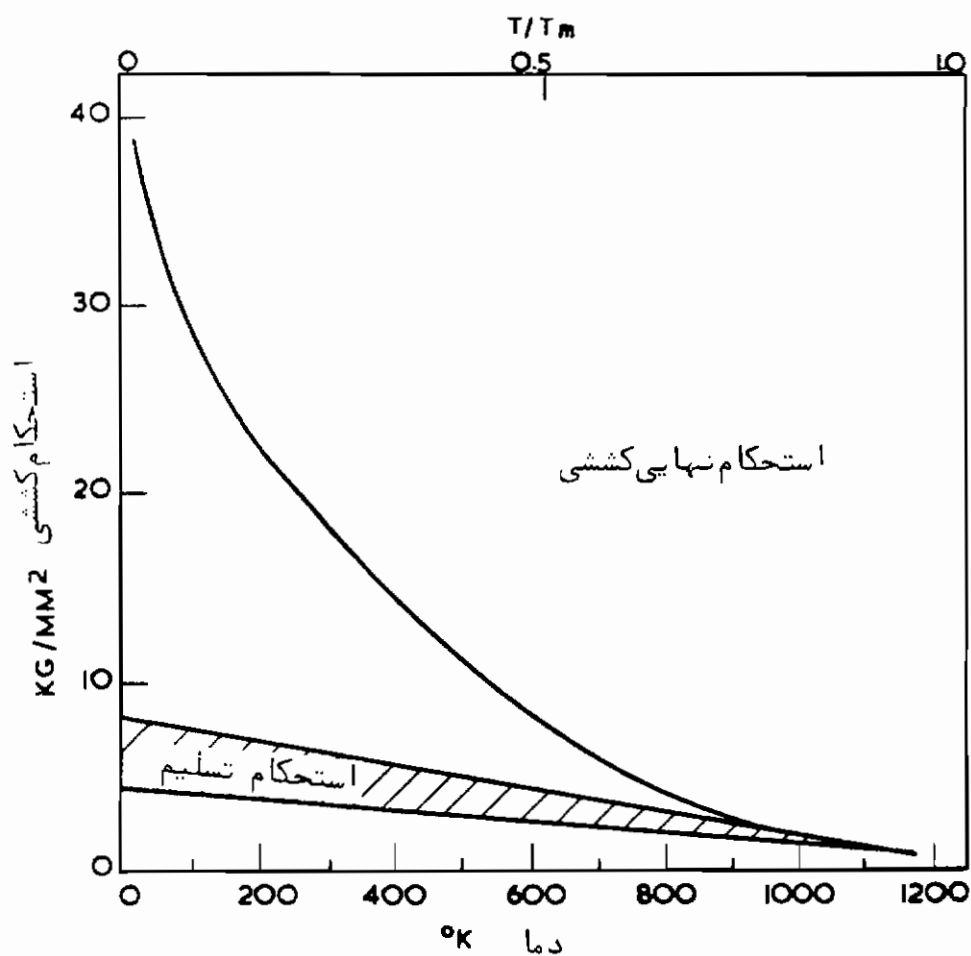


شکل ۱۶-۱ نمایش تغییرات تنش تسلیم انواع فلزات چند بلوره بر حسب T/T_m

علاوه بر این، می‌توان رفتار مومسان‌ها را بر مبنای تاثیرات متقابل نابجایی‌ها که با ضریب برشی ماده نسبت مستقیم دارد، تعبیر کرد^{۲۱}. برای مقایسه بنیادی‌تر می‌توان تنش سیلان را بر ضریب برشی (یا ضریب کشسانی که با ضریب برشی متناسب است) تقسیم نمود، بنابراین در صورت ثابت بودن دیگر متغیرها، نرخ سخت شدن کرنشی دو فلز متناسب با ضرایب برشی آنهاست. علاوه بر این، برای مقایسه تنشهای سیلان یا تنشهای تسلیم یک

21- Mclean(1962); Weertman & Weertman (1964)

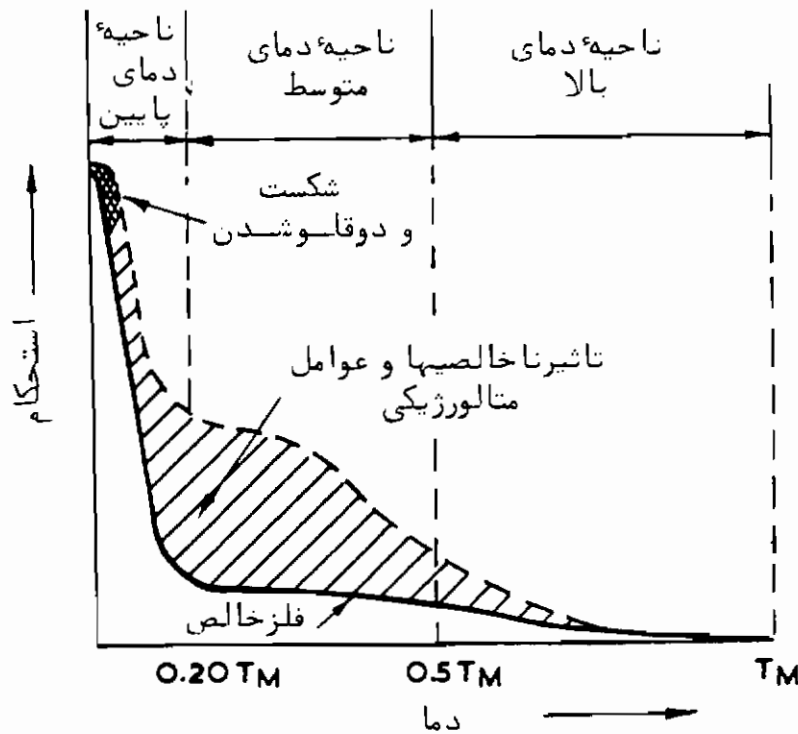
ماده در دماهای مختلف، به جای مقایسه نسبت ساده تنشهای سیلان، منظورکردن انر دما روی ضریب کشسانی، یعنی مقایسه نسبتهای σ/μ یا σ/E ، معنی دارتر است. ویژگیهای فابل توجه فلزات با ساختار مکعبی وجوه پر (f.c.c.)، که فرآیند تسلیم تدریجی دارند، تغییرات کم تنش تسلیم با دما (شکل ۱-۱۶) و تاثیر چشمگیر دما روی سخت شدن کرنشی (شکل ۱-۱۷) است. در شکل ۱-۱۷ تغییرات تنش تسلیم و استحکام نهایی کششی نقره بر حسب دما مایش داده شده است. توان سخت شدن کرنشی نقره در کرنش ۰/۱ تقریباً " بطور خطی از ۰/۶ در 20°K تا $۰/۱$ در ۸۷۳°K با افزایش دما، کاهش می یابد. یکی دیگر از ویژگیهای قابل توجه فلزات و آلیاژهای f.c.c. شکل پذیری نسبتاً زیاد آنها در همه دماهاست. انتقال از رفتار شکل پذیر به رفتار ترد کلی نیست و فقط در شرایط آلیاژی خاص (مانند آلیاژهای Cu-Bi) صورت می گیرد.



شکل ۱-۱۷ تغییرات خواص کششی نقره در دماهای مختلف

فلزات با ساختار منشوری فشرده (h.c.p.) از نظر خواص کششی با یکدیگر تفاوتی

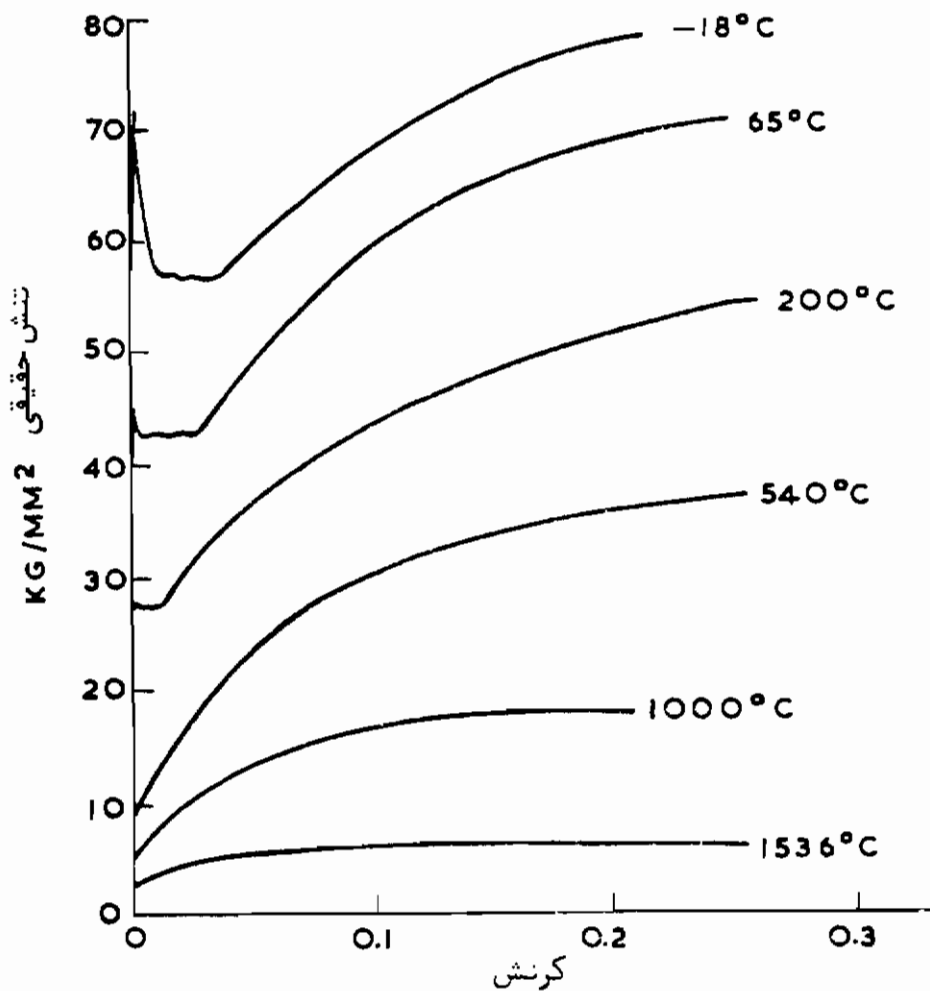
فاحش دارند، که تابع نحوه تغییر شکل مقدار و ماهیت ناخالصیهای بین نشین در آنهاست. در مورد تیتانیم، زیرکسیم، بریلیم و رنیم، عامل دوم تاثیر خاص دارد. به طور کلی میزان بستگی تنش تسلیم به دما همانند فلزات f.c.c. است (شکل ۱۶-۱)، لیکن توان سخت شدن کرنشی فلزات h.c.p. کوچکتر می باشد (مثلا برای تیتانیم و زیرکسیم در دمای اتاق $n = 0/20$ است در حالیکه برای فلزات f.c.c. میانگین این مقدار $0/38$ می باشد). البته در مورد رنیم « قدری بالاتر است ($n = 0/35$) ». نتایج آزمایش، خصوصا در دماهای پایین، خیلی کامل نیست. زیرا عملا تمام فلزات h.c.p. (به استثنای کادمیم) کاهش شکل پذیری شدیدی در اثر کاهش دما از خود نشان می دهند. ماهیت انتقال از رفتار شکل پذیر در فلزات مختلف متفاوت است. مثلا روی مانند فلزات b.c.c. در دماهای پایین کاملا "تردگونه و بدون شکل پذیری می شکند، در حالیکه منیزیم قدری شکل پذیری از خود نشان می دهد.



شکل ۱۸-۱ بستگی تنش تسلیم فلزات دیرگداز خالص و ناخالص به دما.

تغییرات تنش تسلیم فلزات با ساختار مکعبی مرکز پر (b.c.c.)، که نقطه تسلیم مشخص دارند، با دما کاملا چشمگیر است (شکل ۱۶-۱). همانطور که در شکل ۱۸-۱ مشاهده می شود، هم تنش تسلیم در یک دمای معین، و هم بستگی تنش تسلیم به دما، هر دو، به وجود عناصر بین نشین حساس هستند. تاثیر دما بر سخت شدن کرنشی فلزات b.c.c. ناچیز است. اگرچه

به دلیل عدم شکل پذیری در دماهای پایین، مقایسه سخت شدن کرنشی این فلزات در دماهای مختلف، به اندازه مقایسه در مورد فلزات f.c.c. کامل نیست. البته منحنیهای تنش کرنش مولیبدن (شکل ۱۹-۱) نشان می دهند که نرخ سخت شدن کرنشی (خصوصاً در کرنشهای بالاتر) به آهستگی با افزایش دما، کاهش می یابد. در نتیجه اثر عمده دما بر فلزات b.c.c.، تغییر سطح منحنی تنش - کرنش از طریق تاثیر بر تنش تسلیم است.

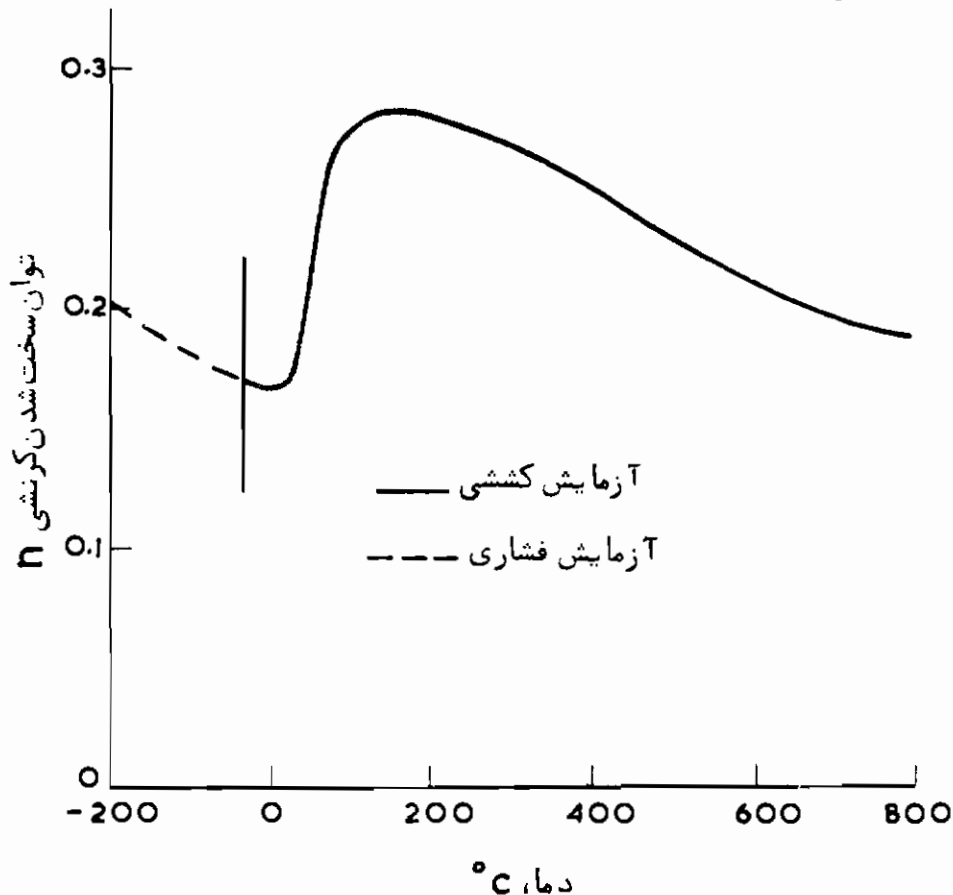


شکل ۱-۱۹ منحنیهای تنش - کرنش مولیبدن در دماهای مختلف

Carreker and Guard. 1956

اختلاف دیگر فلزات b.c.c. با فلزات f.c.c.، امکان افزایش توان سخت شدن کرنشی n با دما، در یک محدوده کوتاه است که این مورد در شکل ۲۰-۱ برای مولیبدن نمایش داده شده است. از قرار معلوم بروز این رفتار به دلیل وجود ناخالصیهای بین نشین است که موجب پیرشدن کرنشی سریع در محدوده های خاصی از دما می شوند. در این محدوده ها تنش تسلیم فلزات افزایش یافته، و شکل پذیری کششی آنها کاهش می یابد. این محدوده

در آهنها و فولادهای کربن دار ساده (۳۰۰-۱۰۰ °C) به محدودده تردی آبی مشهور است . علت این نامگذاری آبی شدن سطح نمونه‌های آهتی در اثر اکسایش مختصر ، در محدودده دمائی است که نمونه‌ها شکل پذیری کمتری از خود نشان می‌دهند .



شکل ۲۰-۱ تغییرات توان سخت شدن کرنشی مولیبدن بر حسب دما .

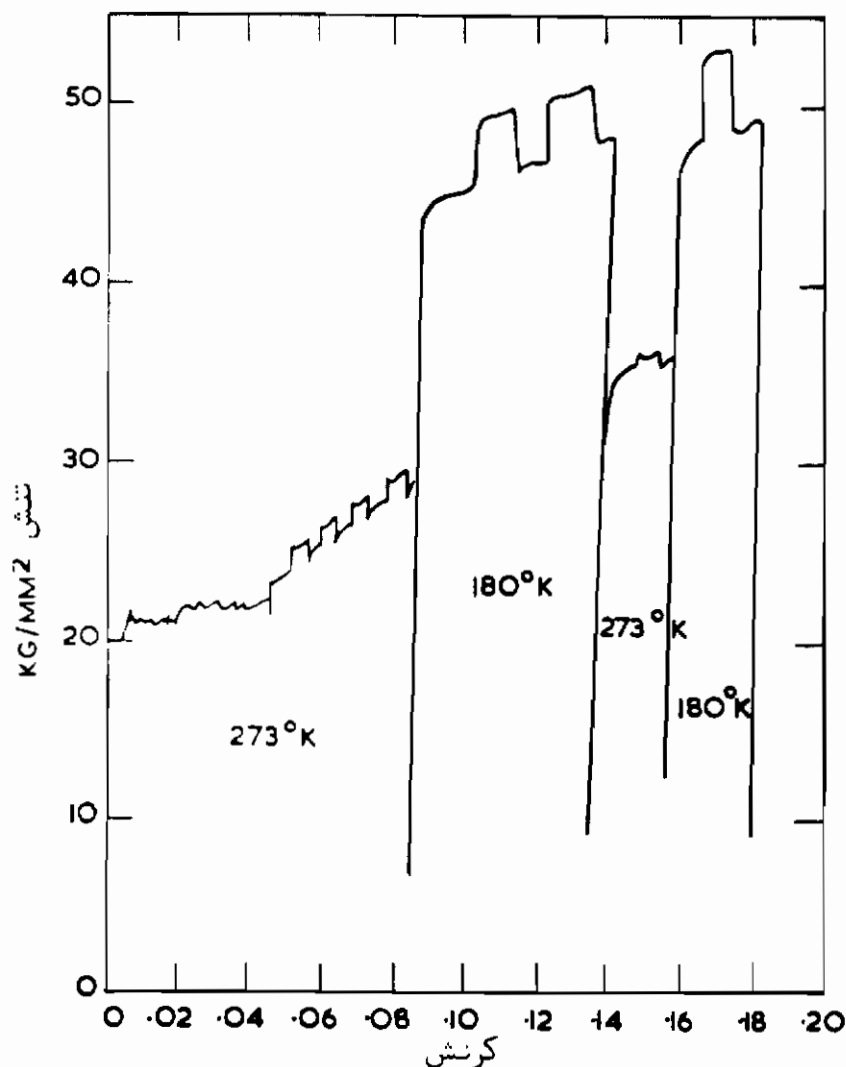
برای مربوط ساختن تنش سیلان در یک کرنش مشخص به دما و هم چنین مربوط کردن نرخ کرنش به دما ، تا کنون کوشش‌های زیادی به عمل آمده است . یکی از رابطه‌های متداول به صورت زیر است :

$$\sigma_{\epsilon, \dot{\epsilon}} = c_1 \exp \frac{Q}{RT} \quad (1-32)$$

در اینجا $\sigma_{\epsilon, \dot{\epsilon}}$ تنش حقیقی در کرنش ثابت و نرخ ثابت کرنش ، Q انرژی فعال شدن برای سیلان پلاستیکی ، R ثابت گازها و T دمای آزمایش بر حسب درجه کلوین است . اگر رفتار ماده تابع این رابطه باشد ، نمودار $\ln \sigma_{\epsilon, \dot{\epsilon}}$ بر حسب $1/T$ یک خط راست با شیب Q/R خواهد بود . برخی پژوهشگران رابطه‌ای به شکل :

$$\sigma_{\epsilon, \dot{\epsilon}} = \frac{\text{مقدار ثابت}}{T} \quad (1-33)$$

را بیشتر بر نتایج آزمایش خود منطبق دیده‌اند. این امر خصوصاً در مورد فلزات b.c.c. در دماهای پایین، که چنین رابطه‌ای از یکی از الگوهای ناحیه‌ای برای پدیده تسلیم قابل پیش‌بینی می‌باشد، صادق است.^{۲۲}



شکل ۲۱-۱ نمونه متعارف منحنی تنش کرنش آهن تابانده در آزمایش کشش با تغییرات متناوب نرخ کرنش بین 10^{-3} و 10^{-4} بر ثانیه در محدوده دمای

۱۸۰ تا ۲۷۳ درجه کلوین، Rasinski and Christian, 1950

دو عامل در منحنیهای تنش-کرنش در دماهای مختلف دخالت دارند. عامل اول تاثیر دما بر تنش سیلان یک ساختار مشخص سخت شده در اثر کرنش و عامل دوم اختلاف ساختار حاصل از یک کرنش مشخص در دماهای مختلف است. این اثرات را می‌توان طی یک

آزمایش تغییر دما از یکدیگر تفکیک کرد. در این آزمایش ابتدا فلز را در مای T_1 ، تا حد کرنش از پیش تعیین شده ϵ_1 با نرخ ثابت کرنش تغییر شکل داده و سپس با افزایش ناگهانی دما تا سطح T_2 و با ایجاد مختصری کرنش در این دما، تنش سیلان جدید را تعیین می‌نمایند. پس از این عمل سرعت دما را به سطح T_1 بر می‌گردانند که در نتیجه مقدار دیگری کرنش در نمونه ایجاد می‌شود. نمونه‌های متعارف نتایج این آزمایش در شکل ۲۱-۱ مشاهده می‌گردد. با این روش می‌توان تغییرات برگشت پذیر تنش سیلان با نرخ ثابت کرنش را بین دو دمای معین، بر حسب کرنش، تعیین کرد. از نتایج این گونه آزمایشها می‌توان برای بررسی مکانیزمهای مختلف نایجابی در فرآیندهای تغییر شکل استفاده کرد. از این گذشته، از رابطه (۱-۳۲) پیداست که از این آزمایش تغییر دما می‌توان مقدار Q را به شکل زیر به دست آورد:

$$Q = R \ln \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_2} \right) \left(\frac{T_1 T_2}{T_2 - T_1} \right) \quad (1-34)$$

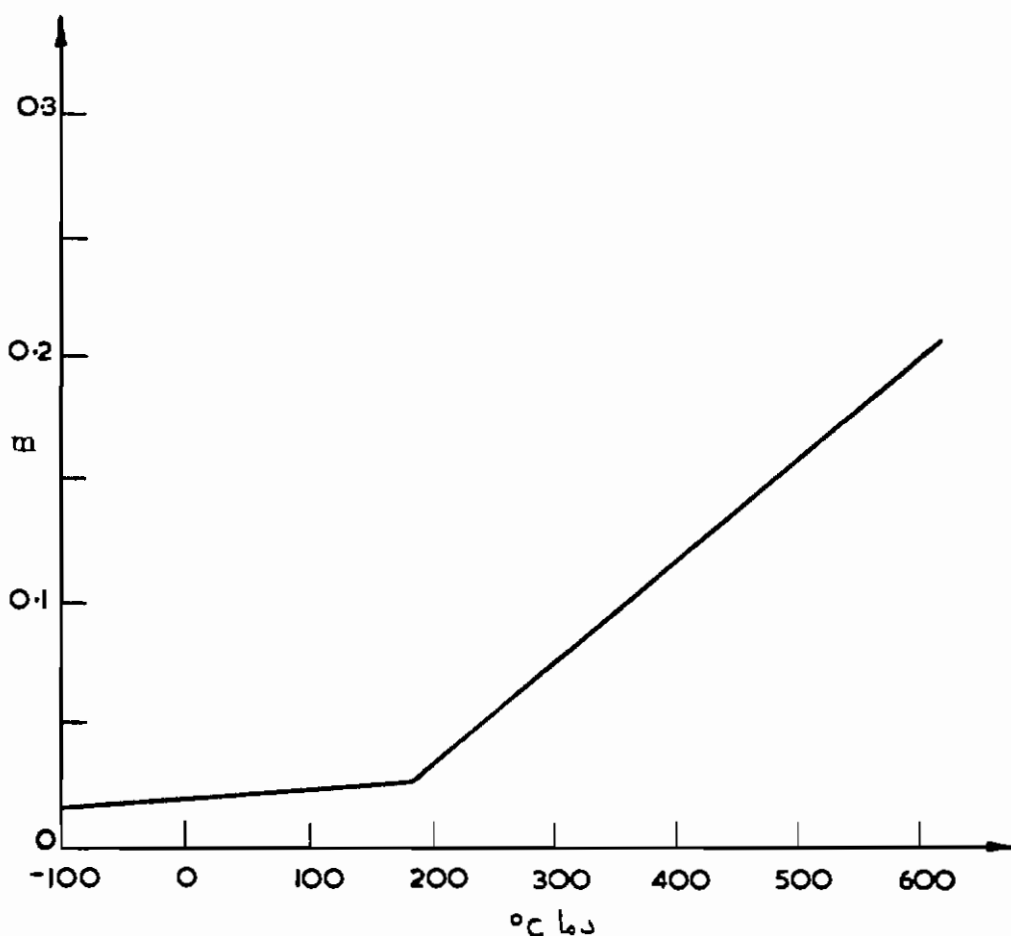
تاثیر نرخ کرنش بر خواص کششی

حساسیت به نرخ کرنش: در آزمایشهای متعارف کشش، نمونه با سرعت حدود ۵ درصد در ۱۵ دقیقه کشیده می‌شود. یعنی نرخ کرنش تقریباً 5×10^{-4} بر ثانیه است. در این گونه ماشیها، منحنیهای تنش - کرنش دمای پایین چندان به تغییر نرخ کرنش حساس نیستند، ولی همانطور که در شکل ۱۵-۱ در مورد آلومینیم مشاهده می‌شود، منحنی تنش - کرنش دمای بالا شدیداً به نرخ کرنش حساس است. دونرخ کرنش مورد استفاده برای منحنیهای این شکل، تقریباً دوحدهایی نرخ کرنش ماشینهای آزمایش معمولی هستند.

کوششهای زیادی در جهت یافتن رابطه بین تنش سیلان در یک دما و کرنش مشخص $\sigma_{\epsilon, T}$ و نرخ کرنش $\dot{\epsilon}$ صورت گرفته است. عمومی ترین این رابطه‌ها یک رابطه توانی از نوع:

$$\sigma_{\epsilon, T} = c_2 \dot{\epsilon}^m \quad (1-35)$$

است. در این رابطه m حساسیت به نرخ کرنش نام دارد. اگر رفتار ماده تابع این رابطه باشد منحنی تغییرات تنش حقیقی بر حسب کرنش حقیقی روی کاغذ لگاریتمی خطی مستقیم با شیب m خواهد بود. با رسم چنین منحنیهایی در دماهای مختلف و اندازه گیری شیب آنها، تغییرات m بر حسب دما به دست خواهد آمد، که نمونه متعارف آن برای آلومینیم در شکل ۲۲-۱ مشاهده می‌شود.



شکل ۱-۲۲ تغییرات حساسیت به نرخ کرنش آلومینیم بر حسب دما.

معمولاً اندازه‌گیری m در دماهای پایین با این روش دشوار است، زیرا اندازه m آنقدر کوچک است که تغییرات آن در نمونه‌های آزمایشی مشابه یکدیگر (مشابه در حد معمول)، بیشتر از تاثیر حاصل از تغییر نرخ کرنش در محدوده قابل آزمایش با ماشینهای متداول است. برای حل این مشکل می‌توان آزمایش با تغییر نرخ کرنش انجام داد؛ در این روش ابتدا فلز تا کرنش از پیش تعیین شده‌ای مانند ϵ_1 با نرخ معلوم $\dot{\epsilon}_1$ کشیده شده و سپس نرخ کرنش سرعت به $\dot{\epsilon}_2$ رسانده می‌شود. اگر σ_1 و σ_2 به ترتیب تنشهای سیلان قبل و بعد از این تغییر باشند، خواهیم داشت:

$$m = \frac{\log(\sigma_2/\sigma_1)}{\log(\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1)} \quad (1-36)$$

بسیاری از نتایج مندرج در منابع اطلاعاتی امروزی به همین روش بدست آمده است، که نمونه‌ای از آن را می‌توان در شکل ۱-۲۱ مشاهده نمود. علاوه بر این، با این روش می‌توان

اثر نرخ کرنش بر تنش سیلان را به دو جزء تجزیه کرد. جزء اول اثر حقیقی به خاطر ساختار سخت شده کرنشی، و جزء دوم اثر نرخ کرنش بر ساختار سخت شده کرنشی است. همان گونه که در شکل ۲۱-۱ مشاهده می شود، از ترکیب آزمایش تغییر نرخ کرنش و آزمایش تغییر دما، اطلاعات مسووطی از رفتار نمونه آزمایش هنگام تغییر شکل به دست می آید. در بیشتر پژوهشهای حدید در مورد مکانیزمهای نابجایی در تک بلورها و همچنین مواد چند بلوره، از این دو روش استفاده می شود.

سیلان پایدار و فوق مومسانی: در مواردی مانند شکل دادن فلزات، که رفتار مومسان ماده در کرنشهای زیاد مورد نظر باشد، اشکال آزمایش کشش در این است که به دلیل تشکیل گردنه نرخ کرنش تا هنگام شکست، ثابت نیست. در نتیجه تفسیر نتایج آزمایش بر مبنای فرآیندهای بنیادی شکل دادن، خصوصاً در مواردی که تغییرات ساختار مورد بررسی باشند، دشوار است. یک راه حل این مشکل بررسی شکل مقطع گردنه در مراحل مختلف و ساختن مکانیزم حرکت ماشین آزمایش به گونه‌ای است که جبرانگر تغییرات مساحت مقطع باشد. به این ترتیب می توان تا هنگام شکست در کرنشهای بالا در قسمت گردنه (تا $\epsilon = 1/1$ برای فولاد در دماهای بالا) نرخ کرنش را ثابت نگاه داشت. البته از آنجا که سیستم تنش در گردنه تک محوری نیست و شکل مقطع گردنه در فلزات مختلف متفاوت است، ظاهراً این روش چندان مفید به نظر نمی رسد. برای کرنشهای زیاد آزمایشهای فشار و پیچش مناسبترند.

این گونه ناپایداری کششی در شیشه گرم و پلیمرها، که به سهولت می توان آنها را به شکل رشته‌های ظریف در آورد مشاهده نمی شود. چنین سیلان پایداری را می توان به حساسیت زیاد این مواد به نرخ کرنش مربوط دانست. رابطه (۳۵-۱) را به شکل زیر می نویسیم:

$$\sigma = c_2 \dot{\epsilon}^m = P/A \quad (1-37)$$

نرخ کرنش در هر نقطه از میله ساخته شده از ماده تراکم ناپذیر برابر است با:

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{l} \frac{dl}{dt} = -\frac{1}{A} \frac{dA}{dt} \quad (1-38)$$

از ترکیب دو رابطه (۳۷-۱) و (۳۸-۱) رابطه زیر به دست می آید:

$$-\frac{dA}{dt} = \left[\frac{P}{c_2} \right]^{1/m} A^{(m-1)/m} \quad (1-39)$$

ساراین در حالت $m < 1$ ، هرچه سطح مقطع کوچکتر باشد، کاهش آن سریعتر خواهد بود.

هنگامی که m به سمت واحد میل کند، نرخ کاهش برای مقاطع با مساحت‌های مختلف به یک مقدار مشترک نزدیک می‌شود. به ازای $m=1$ سیلان از نوع گرانیوتنی و dA/dt مستقل از A است، بطوریکه هرگونه ناصافی سطح (یا گردنه آماده تشکیل) حین کشیدن به همان صورت باقی می‌ماند.

مقدار m برای فلزات (حتی در دماهای بالا) کمتر از $2/5$ است (شکل ۲۲-۱)، بطوریکه با تشکیل گردنه تغییر شکل بصورت موضعی بوده و شکست در کرنشهای کم صورت می‌گیرد. لیکن در مورد شیشه گرم و پلیمرها مقادیر m در حدود ۱ مشاهده شده است، بطوریکه در این مواد بدون تشکیل گردنه، مقادیر معتنا بهی سیلان بوجود می‌آید.

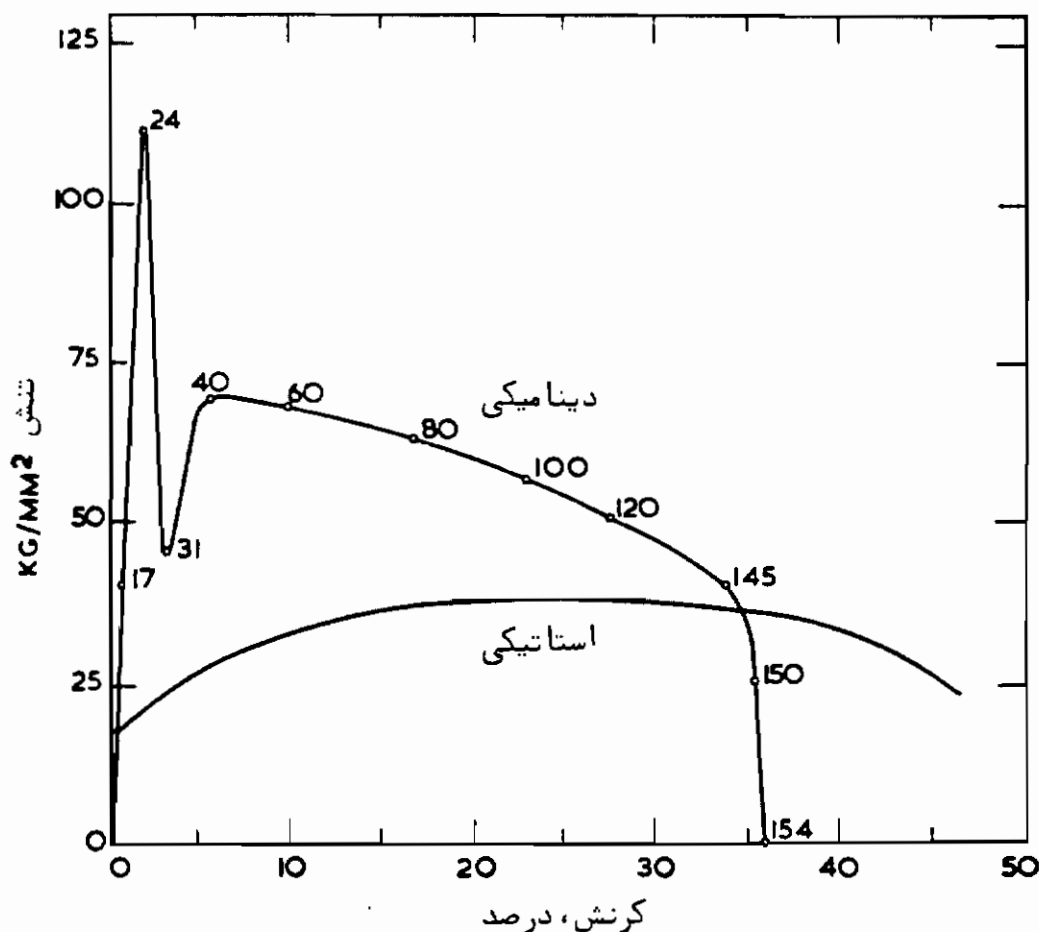
اخیراً با مشاهده رفتاری مشابه، در پاره‌ای فلزات و آلیاژها در دماهای بالا ($T/T_m=0.5$) توجه زیادی به این موضوع معطوف شده است. در شرایط مناسب از دیاد طول تا ۱۰۰۰ درصد نیز مشاهده شده است. این پدیده فوق مومسانی خوانده می‌شود^{۲۳}، ویژگی حالت فوق مومسانی قابلیت تغییر شکل مومسان تا کرنشهای بسیار زیاد و استحکام سیلان بسیار پایینتر از مقادیر متعارف است. این حالت در شرایطی بوجود می‌آید که مقدار m بین $5/5$ تا $7/5$ باشد، بطوریکه طبق رابطه (۱-۳۹)، شرایط سیلان با پایدار برقرار گردد. در این شرایط امکان شکل دادن فلزات و آلیاژها طی فرآیند شکل دادن گرم ورق که در مورد مواد پلیمری به کار می‌رود، وجود دارد.

مکانیزم فوق مومسانی هنوز مورد توافق کامل نیست. دلیل عمده این مسئله مشاهده شدیدترین رفتار فوق مومسان در آلیاژهای دوتایی سیستمهای یونکتیک یا یوتکتوئید است^{۲۴}. در این آلیاژها وجود فاز دوم نحوه تغییر شکل را پیچیده تر می‌کند. البته رفتار فوق مومسان در فلزات خالصی که تحت اثر تنشهای کم تغییر ساختار (دگرگونی چندوار) می‌دهند^{۲۵} و همچنین در فلزات نسبتاً خالص ریزدانه^{۲۶} نیز مشاهده شده است. بررسی این حالت‌های ساده تر می‌تواند راهگشای درک پدیده فوق مومسانی باشد.

آزمایشهای گشش دینامیکی: مسایل مربوط به تشکیل گردنه در سرعت‌های گشش بالاتر، اهمیت بیشتری دارند، زیرا گرم شدن بی دررو در ناحیه گردنه مرکزی باید. در آزمایشهای دینامیکی افزایش دمای ناحیه گردنه ممکن است در حدود ۲۰۰ درجه سانتیگراد باشد^{۲۷}. این افزایش دما ماده را نرم کرده و موجب سیلان بیشتر در ناحیه گردنه می‌شود. در نتیجه

-
- 23- Under wood (1962); 24- Fields (1965).
 25- Green wood and Johnson, (1965) 26- Floreen, (1967).
 27- Baron (1956) Nadai & Manjoine (1940, 1941); Manjoine (1944);
 McDonald et al., (1956);

این امر مقدار کرنش یکنواخت قابل تولید در نمونه و کاربرد نتایج آزمایش را محدود می‌سازد. با در نظر گرفتن اثرات نرخ کرنش روی سخت شدن کرنشی و شکست شکل پذیر، کاربرد نتایج آزمایش از این هم محدود تر می‌شود.



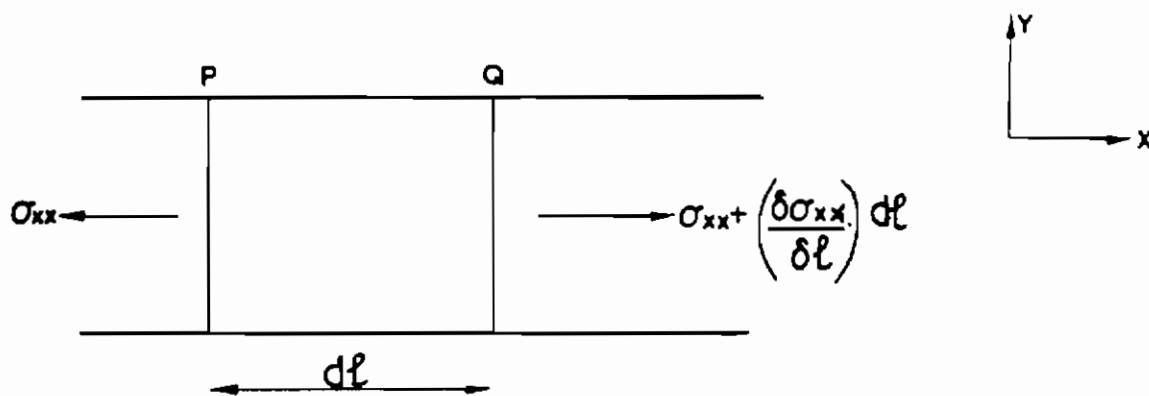
شکل ۱-۲۳ منحنیهای تنش - کرنش فولاد کم کربن در بارگذاریهای استاتیکی و دینامیکی. ارقام روی منحنی دینامیکی زمان برحسب میکروثانیه هستند. Campbell and Harding, 1960.

قبل از اینکه پیشرفتهای صنعتی و سرعتهای زیاد تولید، نیاز به اطلاعات بیشتر در مورد خواص مکانیکی در دماهای نسبتاً پایین (که مقدار ϵ برای نورد سرد و کشیدن سیم ممکن است تا 10^3 بر ثانیه باشد) و دماهای بالا (که مقدار ϵ در نورد گرم می‌تواند 10^2 بر ثانیه باشد) را به وجود آورند، توجه نسبتاً کمی به نرخهای زیاد کرنش می‌شده است. بخش عمده ارقام موجود از آزمایشهای کشش به دست آمده‌اند^{۲۸}. این ارقام نشان می‌دهند

28- Baron(1956); Campbell & Harding(1961); Taylor & Malvern (1961).

که فلزات b.e.c. و f.c.c. از نظر بستگی خواص کششی به نرخ کرنش -انکدیگر تفاوت دارند. رفتار فلزات f.c.c. در محدوده فوق العاده وسیعی از نرخ کرنش بخوبی با رابطه ۳۵-۱ بیان می شود. لیکن در فلزات b.e.c. اگر نرخ کرنش به کوه‌ای باشد که تسلیم در زمانی بیشتر از تقریباً ۱۰ ثانیه صورت گیرد، تنش تسلیم تقریباً مستقل از نرخ کرنش است. اما هنگامی که زمان تسلیم از ۱۰ ثانیه به 10^{-5} ثانیه نعلیل یابد، نقاط تسلیم بالایی و پایینی به اندازه ۱۰۰ درصد یا بیشتر بالا می‌روند (شکل ۲۳-۱). یک نکته عملی مهم، تاثر نرخ کرنش بر وجود یا عدم وجود نقطه تسلیم است. مثلاً اگر نرخ کرنش ورق فولاد نرمی که نقطه تسلیمش پیش از فرآیند کشیدن عمیق طی عملیات خاصی از بین برده شده است، فقط کمی پایین باشد (مثلاً ۱/۰۵ بر ثانیه در دمای اتاق)، نقطه تسلیم مجدداً ظاهر می‌شود.

در کرنشهای با نرخ بالا لازم است اثرات انتشار امواج در فلز نیز مورد توجه قرار گیرد. دلیل این امر این است که نیروی وارد شده با سرعت زیاد، فوراً به تمام قسمتهای نمونه منتقل نمی‌شود. تغییر شکل و تنش ایجاد شده به وسیله نیرو به صورت موج با سرعت یا 10^6 سانتیمتر بر ثانیه در ماده حرکت می‌کنند. ماهیت این امواج در ماشینهای کشش ضربهای، کششی است، لیکن ممکن است در شرایط بارگذاری انفجاری، فشاری باشد.



شکل ۲۴-۱ نیروهای وارد بر یک المان از میله در حرکت طولی.

ساده‌ترین حالت قابل تحلیل، انتشار یک موج صفحه‌ای طولی در طول یک میله کشسان بلند و باریک است. در این مورد فرض بر این است که تمام مقاطع سطح میله، سطح مانده و توزیع تنش در مقطع یکنواخت باشد^{۲۹}. المان کوچکی از این میله به طول dl و مساحت مقطع A را در نظر بگیرید (شکل ۲۴-۱). اگر تنش وارد بر یک طرف المان σ_{xx} باشد، تنش طرف دیگر $\sigma_{xx} + (\partial\sigma_{xx}/\partial l)dl$ است، و اگر جابجایی نمونه u باشد، طبق قانون دوم نیوتن:

$$\rho A dl \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = A \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial l} dl \quad (1-40)$$

در اینجا ρ چگالی میله است. طبق رابطه هوک داریم:

$$\sigma_{xx} = E \frac{\partial u}{\partial l}$$

در نتیجه رابطه (۱-۴۰) به صورت زیر در می‌آید:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = E \frac{\partial^2 u}{\partial l^2} \quad (1-41)$$

جواب این معادله حرکت را می‌توان به صورت زیر نوشت:

$$u = f(c_e t - l) + F(c_e t + l) \quad (1-42)$$

در اینجا $c_e = (E/\rho)^{1/2}$ است.

در نتیجه c_e سرعت انتشار موج کشسان است و مقدار آن از $1/1 \times 10^5$ سانتیمتر بر ثانیه برای سرب تا $12/7 \times 10^5$ سانتیمتر بر ثانیه برای بریلیم تغییر می‌کند. توابع f و F تابع شرایط اولیه هستند. f متناظر به موجی با حرکت در جهت افزایش طول و F متناظر به موج با حرکت در جهت مخالف است.

هنگام بروز تغییر شکل مومسان، انتشار امواج کرنش مومسان باید مورد توجه قرار گیرند.^{۳۰} با فرض مستقل بودن رابطه تنش - کرنش از نرخ کرنش می‌توان مسئله را ساده‌تر کرد. با این فرض سرعت انتشار موج مومسان:

$$c_p = \left(\frac{1}{\rho} \frac{ds}{de} \right)^{1/2} \quad (1-43)$$

خواهد بود. در اینجا ds/de شیب منحنی تنش مهندسی کرنش مهندسی است. این رابطه نشان می‌دهد که هر جزء نمو کرنش مومسان با سرعت خاصی منتشر می‌شود، زیرا ds/de تابع مقدار کرنش مومسان است. در نتیجه شکل موج در حین انتشار در طول میله، تغییر می‌کند. سرعت انتشار کرنش مومسان بسته به دامنه نوسان کرنش از صفر تا سرعت انتشار موج

کشسان تغییر می‌کند، لیکن بیشتر کرنشهای مومسان با سرعتی در حدود یکدهم سرعت موج کشسان منتشر می‌شوند. این تغییرات سرعت منجر به تغییرات نرخ کرنش در طول میله می‌شود. مثلاً ممکن است نرخ کرنش در طول میله مسی در اثر اعمال ضربه به یک سر آن، از ۸۷۰ بر ثانیه تا ۱۵۰ بر ثانیه تغییر کند^{۳۱}.

در نتیجه، اندازه‌گیری طول تمام قسمت مورد آزمایش بر حسب زمان فقط نرخ کرنش میانگین را به دست می‌دهد که رابطه ضعیفی با رفتار بنیادی ماده دارد. فرص عدم وابستگی تنش سیلان به نرخ کرنش که در تحلیل فن کارمان و دوئز^{۳۲} مورد استفاده قرار گرفته، از طرف برخی پژوهشگران با انتقاد روبرو شده است^{۳۳}. این پژوهشگران مسئله را دقیقتر تحلیل کرده‌اند، لیکن در تفسیر نتایج تجربی، اختلاف نظر وجود دارد.

متناظر با سرعت موج، سرعت ذره‌های v در فلز به وجود می‌آید. در امواج فشاری سرعت‌های موج و ذره هم جهت هستند، لیکن در امواج کششی این دو سرعت در جهات مخالف یکدیگرند. رابطه بین سرعت موج و سرعت ذره از این قرار است:

$$v = \int_0^e c_p de = \frac{1}{\rho} \int_0^s \frac{ds}{c_p} \quad (1-44)$$

با این رابطه می‌توان تنش یا کرنش مواد تحت آزمایشهای دینامیکی را تعیین کرد. از جایگزینی مقدار c_p از رابطه (۱-۴۳) در این رابطه، خواهیم داشت:

$$v = \frac{1}{\rho^{1/2}} \int_0^e \left(\frac{ds}{de} \right)^{1/2} de. \quad (1-45)$$

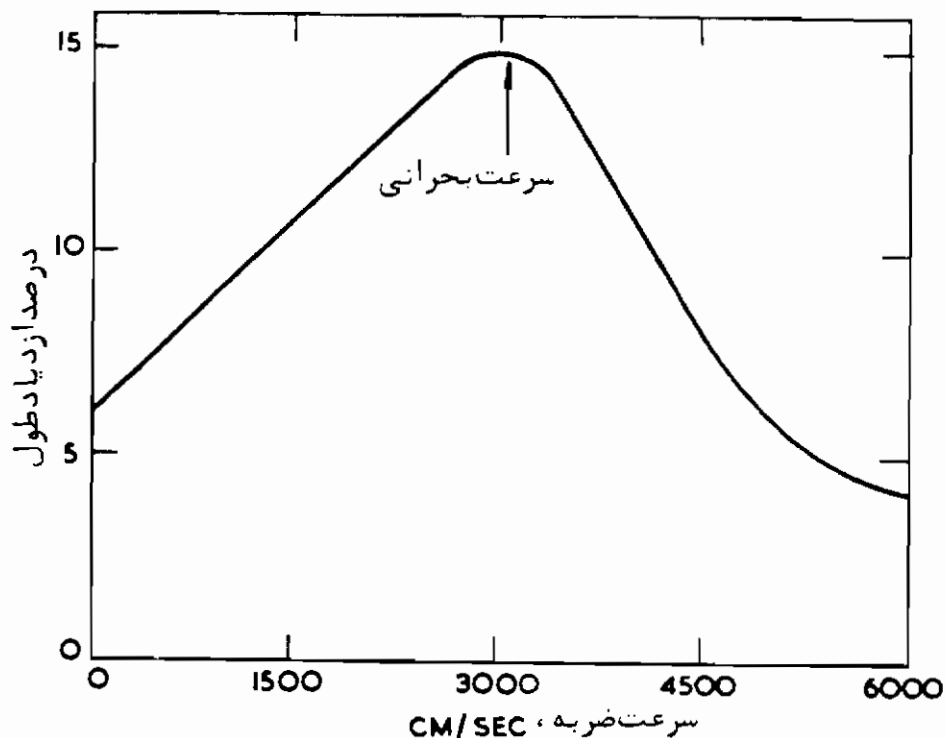
معنی رابطه بالا این است که در یک بارگذاری کششی-ضربه‌ای، سرعت ضربه‌ای حد اکثری (متناظر به کرنش کششی‌ای که برای آن $ds/de = 0$ است، یعنی در استحکام نهایی)، وجود دارد. اگر سرعت ضربه وارد بر میله در حال کشش بیشتر از این مقدار باشد، کرنش مومسان نمی‌تواند با سرعت انتهای متحرک میله منتشر شود. از نظر تئوری، بلافاصله در انتهای متحرک میله شکست حاصل شده و میله در حالت حرکت هیچگونه انرژی جذب نمی‌کند. در عمل، کرنش بسیار کمی ورای گردنه که در نزدیکی انتهای ضربه زده تشکیل می‌شود،

31- Clark (1954)

32- Von Karman & Duwez (1950)

33- Malvern (1951) • Hauser et al. (1961)

منتشر می‌گردد و با اینکه شکست کاملاً "تردگونه نیست"، کل ازدیاد طول و جذب انرژی میله، کمتر از مفادیر حاصل از آزمایش در سرعت‌های کمتر است. سرعتی که بیشترین ازدیاد طول را به وجود می‌آورد، سرعت بحرانی نام دارد^{۳۴} و در بیشتر فلزات مقدار آن در محدوده بین 3×10^3 و 3×10^4 سانتیمتر بر ثانیه واقع است. یک نمونه از این اثر در شکل ۲۵-۱ نمایش داده شده است.



شکل ۲۵-۱ تغییرات شکل‌پذیری فولاد نرم نورد سرد شده بر حسب نرخ کرنش، که نشان‌دهنده سرعت بحرانی است.

همانطور که قبلاً گفته شد، اگر ds/de با افزایش کرنش کم شود، جبهه موج پراکنده می‌شود. لیکن اگر ds/de با افزایش کرنش بالا رود، کرنش‌های بزرگتر سریعتر از کرنش‌های کوچکتر حرکت کرده و جبهه موج متمرکز و تیز شده، به شکل جبهه ضربه مومسان در می‌آید. نمونه شدید جبهه ضربه مومسان در فلزات دارای نقطه تسلیم یافت می‌شود^{۳۵}. در این مورد پس از تسلیم اولیه محدوده کوچکی از کرنش با ds/de مساوی صفر یا منفی وجود دارد و سپس ds/de مثبت می‌شود. نظر به اینکه $ds/de \leq 0$ است، سرعت این المان موج مومسان نیز صفر می‌باشد و حتی در یک آزمایش با نرخ کرنش کم، جبهه ضربه به وجود می‌آید. این جبهه‌های

ضربه متناظر به باریکه‌های لودرز هستند که حین فرآیند تسلیم مشاهده می‌شوند. با اینکه سرعت حرکت این جبهه‌ها کم است، اثرات دینامیکی بر شکل آنها حاکم هستند زیرا نرخ کرنش در جبهه ضربه مومسان می‌تواند بالا باشد. در نتیجه:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v(\epsilon_2 - \epsilon_1)}{x}, \quad (1-46)$$

در اینجا ϵ_1 و ϵ_2 کرنشهای دوطرف جبهه، x ضخامت جبهه، و v سرعت ذره است. حال با فرض $(\epsilon_2 - \epsilon_1) = 0.03$ ، $v = 1 \text{ cm/sec}$ و $x = 3 \times 10^{-2} \text{ cm}$ (اندازه دانه متعارف) $\dot{\epsilon} = 1/s$ می‌شود. از آنجا که استحکام تسلیم به نرخ کرنش حساس است و با توجه به اینکه استحکام در ناحیه تسلیم باید خود را با تنش وارده هماهنگ کند، جبهه ضربه با افزایش x ، تا حدی که تنش و استحکام با هم برابر شوند، گسترش می‌یابد تا بتواند $\dot{\epsilon}$ را کاهش دهد. در عملیات ماشین‌کاری که تغییر شکل در صفحه برش جلوی ابزار متمرکز می‌شود، شرایط مشابهی به وجود می‌آید. در این مورد کرنش مومسان بیشتر است. احتمالاً "به‌ازاء" $v = 50 \text{ cm/sec}$ و $x = 10^{-4} \text{ cm}$ ، مقدار $\dot{\epsilon}$ بین $5/5$ تا 1 خواهد بود که پس از قرار دادن در رابطه (۱-۴۶) مقدار $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^3 / \text{sec}$ بدست می‌آید. باید توجه داشت که بین این گونه جبهه‌های ضربه مومسان و آتھایی که در فلزات تحت بارگذاری ضربه‌ای یا انفجاری (که سرعت ذرات بالاست)، تشکیل می‌شوند، تفاوت اساسی وجود دارد. در این موارد سرعت ذرات بسیار پایینتر است، لیکن به علت باریکی بیش از اندازه ناحیه تغییر شکل، نرخ کرنش بالا حاصل می‌شود.

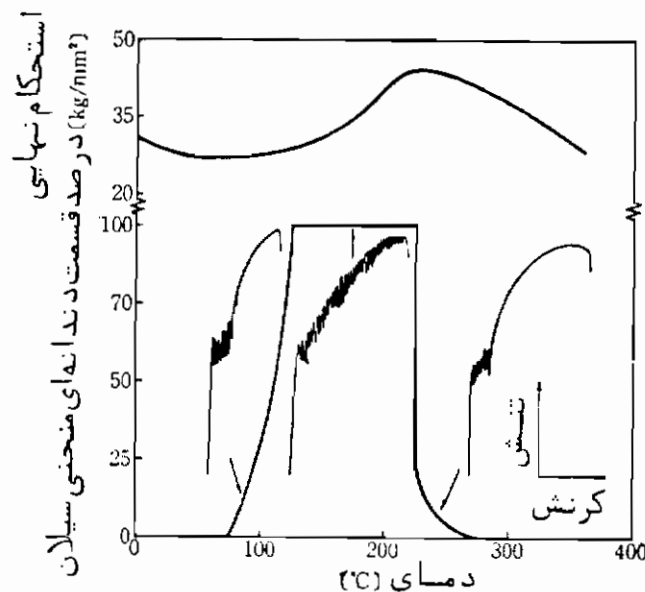
در نتیجه با اینکه پژوهشگران زیادی اثر نرخهای کرنش زیاد حاصل از آزمایش کشش - ضربه را گزارش کرده‌اند، باید در کاربرد این نتایج در مواردی که اثرات چشمگیر انتشار کرنش مومسان وجود دارد، دقت کرد. ظاهراً حداکثر نرخ کرنش قابل دسترسی در ماشینهای آزمایش معمولی بین $2/5$ تا $4/5$ بر ثانیه است، لیکن با استفاده از روشهای ویژه می‌توان نرخ کرنش تا 4 بر ثانیه بدون ایجاد اثرات انتشار به دست آورد^{۳۶}.

سیلان دندانه‌ای: منحنیهای تنش - کرنش آهن در ناحیه‌ای که تردی آبی بروزی می‌کند، پس از نقطه تسلیم اولیه صاف نیستند بلکه دندانه‌دار بوده، تنش تغییرات کوچک و منظم دارد. در دیگر فلزات b.c.c. نیز اثرات مشابه مشاهده می‌شود. شکل دندانه‌ها تابع سخت‌پایی ماشین آزمایش است. این پدیده با نامهای "سیلان دندانه‌ای"، "تسلیم مکرر" یا "اثر پرتوین لوشاتلیه"^{۳۷} خوانده می‌شود.

همانطور که در شکل ۲۶-۱ مشاهده می‌شود، محدوده دمای سیلان دندانهای آهن ناخالص را می‌توان با دقت مشخص کرد. با افزایش نرخ کرنش، این محدوده به دماهای بالاتر منتقل می‌شود. روشن است که شرایط بحرانی سیلان دندانهای به نوعی فرآیند فعال‌شونده با گرما، مربوط می‌شود و می‌توان نتایج آزمایش را با استفاده از یک معادله نرخ‌ی از نوع:

$$\dot{\epsilon}_e = c_3 \exp\left(\frac{-Q_r}{RT}\right) \quad (۴۷-۱)$$

که در آن $\dot{\epsilon}_e$ نرخ کرنش بحرانی برای شروع دندانها در دمای T ، و Q_r انرژی فعال‌شدن سیلان دندانهای است، منظم کرد.



(نرخ کرنش 3×10^{-3} بر ثانیه)

شکل ۲۶-۱ بروز سیلان دندانهای و تغییرات استحکام نهایی با دما در مورد فولاد نرم تاباننده (۰/۲۷ C، ۰/۰۵/۰۰۷۶ N، ۰/۰۳۷ و ۰/۳۴ Mn) در آزمایش با نرخ کرنش 3×10^{-3} بر ثانیه در اینجا شکل متعارف منحنیهای تنش - کرنش به صورت ترسیمی آمده است. Kinoshita et al., 1965

مقدار Q_r از روی منحنیهای از نوع شکل ۲۶-۱، ۲۰ کیلوکالری بر مول به دست آمده است.^{۳۸} این مقدار با انرژی فعال‌شدن نفوذ ازن در آهن، کاملاً انطباق دارد. اگر

ضریب نفوذ (D) ، به صورت :

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q_D}{RT}\right) \quad (1-48)$$

که در آن D_0 ضریب تواتر و Q_D انرژی فعال شدن نفوذ ازت در آهن است ، نوشته شود، تحلیل نتایج آزمایش نشان می دهد که رابطه (۱-۴۷) را می توان به صورت زیر نوشت :

$$\epsilon_c = 10^9 D_r \quad (1-49)$$

در اینجا D_r مقدار حداقل ضریب نفوذ برای سیلان دندانه‌ای است^{۳۹} این رابطه در مورد دیگر فلزات b.c.c. حاوی عناصر محلول بین نشین نیز صادق است ، و در برخی موارد می توان محدوده‌های سیلان دندانه‌ای یک ماده را به عناصر بین نشین مختلف مربوط دانست. رابطه‌ای از این نوع را می توان از بررسی تاثیر متقابل اتمها و نابجاییها به دست آورد^{۳۹} . از بین رفتن دندانه‌ها در شرایط متناظر به نقطه استحکام حداکثر در شکل ۱-۲۶ بیانگر این است که نه نشینی صورت گرفته و اتمهای محلول از محلول جامد جدا شده اند و در نتیجه پیرشدن کرنشی دینامیکی که منجر به سیلان دندانه‌ای می شود ، پایان یافته است .

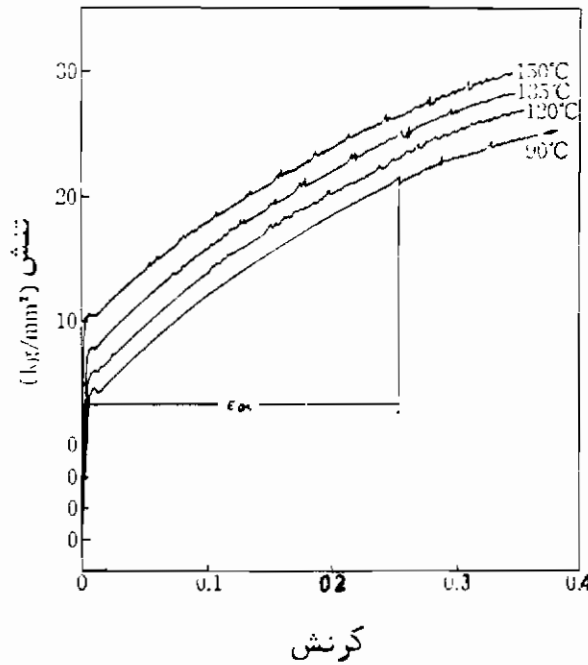
نفوذ اتمهای محلول جانشین بسیار کندتر از نفوذ اتمهای محلول بین نشین است و در نتیجه شاید نتوان انتظار داشت که فلزات f.c.c. حاوی ناخالصیهای جانشین ، سیلان دندانه‌ای از خود نشان دهند . البته ، همانطور که در مورد آلیاژ مس با ۳/۲ درصد قلع در شکل ۱-۲۷ مشاهده می شود ، می توان پس از ایجاد کرنش قابل توجه در محدوده‌های خاصی از دما ، اثرات مشابه در این فلزات نیز به وجود آورد . این شکل نشان می دهد که در یک نرخ کرنش خاص ، کرنش آغاز سیلان دندانه‌ای با افزایش دما ، کاهش می یابد . افزایش نرخ کرنش در یک دمای مشخص اثر مشابهی روی کرنش آغاز سیلان دندانه‌ای دارد . از آنجا که ضرایب نفوذ و اتمهای جانشین بسیار کوچکتر از آن هستند که در رابطه (۱-۴۹) بگنجد ، در چنین مواردی سیلان دندانه‌ای نتیجه ضریب نفوذ تقویت شده در اثر افزایش چگالی جای خالی حاصل از تغییر شکل ، عنوان شده است^{۴۰} .

در نتیجه با فرض اینکه نفوذ جای خالی معرف نرخ کنترل فرآیند باشد ، ضریب نفوذ را می توان به صورت زیر نوشت :

$$D \approx C_v a^2 \nu Z \exp\left(\frac{-Q_m}{RT}\right) \quad (1-50)$$

39- Cottrell (1954) .

40- Cottrell (1954) ;



شکل ۲۷-۱ منحنیهای سیلان دندانهای آلیاژ مس - ۳ درصد قلع در نرخ کرنش 1×10^{-4} بر ثانیه، و نمایش تغییرات کرنش آغاز دندانها ϵ_0 بادما. (Russell, 1963)

در اینجا C_v چگالی جای خالی، a فاصله شبکه‌ای، ν تواتر دمای Z ، عدد کوردیناسیون (۱۲ برای فلزات f.c.c.) و Q_m انرژی فعال شدن برای تعویض محل یک اتم محلول با یک جای خالی است. به‌ازاء مقادیر معقول $a^3 \nu Z$ ، رابطه (۵۰-۱) به‌صورت زیر در می‌آید:

$$D \approx 0.2 C_v \exp\left(\frac{-Q_m}{RT}\right) \quad (1-51)$$

اگر جاهای خالی فقط در اثر تغییرات دما به‌وجود آمده باشند، چگالی جای خالی با $f \exp(-Q_f/RT)$ بیان می‌شود. در اینجا f تقریباً بین ۱ تا ۱۰ و Q_f انرژی فعال شدن برای تشکیل یک جای خالی است. البته در اثر تاثیرات متقابل نابجاییها در حین تغییر شکل مومسان آنقدر جای خالی تولید می‌شود که می‌توان از اثر حرارتی در مقایسه با اثر چگالی جای خالی چشم‌پوشی کرد. رابطه بین چگالی جای خالی و کرنش به‌قرار زیر است:

$$C_v = B \epsilon^n \quad (1-52)$$

در اینجا B و α اعداد ثابتی هستند $\alpha \sim 1$ و $B \sim 10^{-1}$. با استفاده از رابطه‌های ۱-۴۹ تا ۱-۵۱ و ۱-۵۲ رابطه آغاز دندانه‌ها در آلیاژهای جانشین به صورت زیر به دست می‌آید:

$$\dot{\epsilon}_c \approx 10^9 B \dot{\epsilon}_0 \alpha \exp\left(\frac{-Q_m}{RT}\right) \quad (1-52)$$

در اینجا $\dot{\epsilon}_0$ کرنشی است که به ازای آن اولین دندانه در منحنی تنش - کرنش ظاهر می‌شود. در کرنشهای زیاد و در دماهای بالا دندانه مشاهده نمی‌شود زیرا C_0 آنقدر بزرگ است که اتمهای محلول می‌توانند با سرعت کافی نفوذ کرده و اثر متقابل با نابجاییها را خنثی کنند. پژوهشهای اخیر نشان داده‌اند که با وجود اعتبار اصول کار، تفاوت‌هایی بین ارقام تجربی α و Q_m و نتایج رابطه (۱-۵۳) وجود دارد^{۴۲}. در نتیجه معلوم شده است که تاثیر افزایش چگالی جای خالی در اثر کرنش نیز باید در رابطه (۱-۵۳) منظور شود. به این ترتیب توان $\dot{\epsilon}_0$ باید $(\alpha + \beta)$ باشد. β از رابطه:

$$\rho = N \dot{\epsilon}^2 \quad (1-54)$$

حاصل می‌شود. در اینجا ρ چگالی جای خالی تولید شده در اثر کرنش ϵ است. مقدار β تقریباً مساوی ۱ است و در نتیجه مقدار تجربی توان $\dot{\epsilon}_0$ تقریباً ۲ می‌شود. تاثیرات جای خالی و نابجایی به وسیله میکروسکپ الکترونی و آزمایش نمونه‌های از پیش کرنش داده شده، از یکدیگر تفکیک شده‌اند^{۴۳}.

منحنیهای تنش - کرنش دندانه‌دار ممکن است در اثر عوامل دیگر مانند دوقلوشدن در دماهای پایین در مورد فلزات b.c.c.، f.c.c. و h.c.p. (به فصل ۵ مراجعه شود)، یا تغییر شبکه در اثر لغزش حاصل از کرنش در آلیاژهای نیمه پایدار (مانند فولادهای زنگ‌نزن در دماهای پایین)، نیز به وجود آیند.

تاثیر مرکب دما و نرخ کرنش بر استحکام

پارامتر زنگ-هولومن^{۴۴} از بحثهای بالا پیدا است که با توجه به تاثیر که دما و نرخ کرنش روی منحنیهای تنش - کرنش فلزات دارند (اثر افزایش نرخ کرنش مانند اثر کاهش دما

42- Russell (1963)

43- Ham & Jaffrey (1967)

44- Zener-Holloman

و برعکس است) ، رابطه‌ای بین آنها وجود دارد . رابطه‌ای که غالباً مورد استفاده قرار می‌گیرد از این قرار است :

$$\sigma_{\epsilon} = f(z) \quad \text{و} \quad z = \epsilon \exp \Delta H/RT. \quad (۱-۵۵)$$

در اینجا ΔH انرژی فعال شدن و z پارامتر زلز- هولومن است . اگر رفتار ماده تابع این رابطه باشد ، نمایش تغییرات $\ln \epsilon$ بر حسب $1/T$ به ازاء σ و ϵ مشخص ، خط راست خواهد بود (رابطه خطی) . این پارامتر بر اساس نتایج آزمایش روی فولاد نرم و مس پیشنهاد شده است ، لیکن پژوهشگران دیگر نشان داده‌اند که در مورد مولیبدن^{۴۵} و آلومینیم^{۴۶} نیز صادق است . البته تفسیر انرژی فعال شدن حاصل از این روش به هیچ وجه سر راست نیست و پژوهشگران دیگری این پارامتر را فقط در محدوده‌های باریکی از نرخ کرنش و دما (آنها با تردید) معتبر می‌دانند . در نتیجه باید با احتیاط با این رابطه کار شود و برای تشخیص محدودیت‌های آن لازم است فرضهای اولیه مورد بررسی دقیقتر واقع شوند . ظاهراً "استخراج این پارامتر بر اساس دو رابطه تجربی بین تنش و نرخ کرنش و تنش و دما که قبلاً" مورد بحث قرار گرفتند ، بوده است . این دو رابطه :

$$\sigma_{\epsilon, T} = c_2 \epsilon^m$$

$$\sigma_{\epsilon, T} = c_1 \exp \frac{Q}{RT}$$

هستند . در هر دو رابطه مقادیر ثابت c_1 ، m ، c_2 و Q می‌توانند با دما تغییر کنند . در صورتی که رابطه‌های تابعی برای بیان تأثیر مرکب این دو متغیر بر استحکام حاکم باشد ، در شرایط T یا ϵ ثابت ، این رابطه باید به یکی از دو رابطه فوق تبدیل شود . پیشنهاد زلز و هولومن از این قرار است :

$$\sigma_{\epsilon} = f\left(\epsilon \exp \frac{\Delta H}{RT}\right)$$

برای اینکه رابطه‌های تجربی صادق باشند ، لازم است :

$$\sigma = K\left(\epsilon^m \exp \frac{Q}{RT}\right)$$

یا

$$\sigma = K \left(\dot{\epsilon} \exp \frac{Q}{mRT} \right)^m \quad (1-56)$$

اگر $\Delta H = Q/m$ و ΔH مقدار ثابت مستقل از دما و نرخ کرنش باشد:

$$\sigma = K \left(\dot{\epsilon} \exp \frac{\Delta H}{RT} \right)^m$$

یا

$$\sigma = f \left(\dot{\epsilon} \exp \frac{\Delta H}{RT} \right) \quad (1-57)$$

خواهد بود. اما m تابع دما است و در نتیجه اگر تغییرات Q بر حسب دمای نحوی با تغییرات m مرتبط نباشد، ΔH مستقل از دما و نرخ کرنش نخواهد بود و بنابراین پارامتر زئر-هولومن نمی‌تواند به‌کار رود. ظاهراً در مواردی که این رابطه حاکم است، محدوده دما و نرخ کرنش به‌گونه‌ای است که شرط ضمنی: مقدار ثابت $\Delta H = Q/m$ ، تقریباً در محدوده دقت آزمایش اقیاناع می‌شود.

روابط حاکم بر نتایج آزمایش در دماهای بالا: همانگونه که در شکل‌های ۱-۱۵ و ۱-۱۹ مشاهده می‌شود، فلزات را می‌توان در دماهای بالاتر از تقریباً $T/T_m = 0.5$ بدون سخت شدن کرنشی یا با مختصری سخت شدن کرنشی، تغییر شکل داد. این وضعیت را می‌توان به‌وضوح از کرنشهای زیاده‌تر پیش از شکست در آزمایشهای فشار در دمای بالا (فصل ۲) و برش در دمای بالا (فصل ۳)، مشاهده کرد. این عدم سخت شدن کرنشی به دلیل برقراری تعادل بیسن سخت شدن کرنشی و نرم شدن دینامیکی است. برای بررسی عملیات کار گرم داشتن اطلاعات در مورد فرایند نرم شدن دینامیکی بسیار مهم است. پژوهشگران زیادی کوشیده‌اند تا با استفاده از روش مورد بحث در قسمت قبل رابطه‌ای بین نتایج آزمایش در دماهای بالا به دست آورند، لیکن روشن است که بستگی m به دما، رسیدن به جواب معقولی برای Q را غیر ممکن می‌سازد.

بررسی دقیق نتایج آزمایش نشان داده است که در کرنشهای کم غالباً می‌توان رابطه‌ای توانی از نوع:

$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^{M'} \quad (1-58)$$

را حاکم دانست. در اینجا M' یک مقدار ثابت و مستقل از دماست. اما نتایج آزمایش تنش‌های بالا در رابطه‌ای نمایی از نوع:

$$\dot{\epsilon} = A'' \exp(\beta' \sigma) \quad (1-59)$$

بهتر می‌گنجد. در این رابطه β' عددی ثابت و مستقل از دماست. این دو رابطه شبیه رابطه‌های پیشنهاد شده برای خزش حالت یکنواخت در تنشهای پایین و بالا هستند^{۴۷}. خزش حالت یکنواخت نیز متناظر به تعادل بین سخت شدن کرنشی و نرم شدن دینامیکی است. این شباهت بین خزش و کارگرم در حالت یکنواخت برای ارائه رابطه‌ای بین نسس و تغییر شکل در دماهای بالا در تمام محدوده تنش، به کار رفته است^{۴۸}. رابطه مورد بحث از این قرار است:

$$\dot{\epsilon} = A''' (\sinh \alpha' \sigma)^{M'} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1-60)$$

در اینجا A''' ، α' و M' اعدادی ثابت و مستقل از دما هستند. در تنشهای پایین ($\alpha' \sigma < 0.8$) رابطه (۱-۶۰) به یک رابطه توانی و در تنشهای بالا ($\alpha' \sigma > 1.2$) به یک رابطه نمایی تبدیل می‌شود. اعداد ثابت α' و M' به صورت $M' = \beta'$ به یکدیگر مربوط می‌شوند بطوریکه می‌توان بسادگی آنها را از نتایج آزمایش تنشهای بالا و پایین به دست آورد. این رابطه برای نتایج آزمایش تعدادی فلزات و آلیاژهای ساده به کار رفته و نتایج مربوط به خزش و کارگرم در محدوده نرخ کرنش به وسعت ده مرتبه اعشار بخوبی در آن می‌گنجد^{۴۸}.

با استفاده از رابطه (۱-۶۰) می‌توان انرژی فعال شدن (Q) را بدون ابهام تعیین کرد. این مقدار را می‌توان به فرآیند نرم شدن دینامیکی مربوط دانست زیرا انرژی فعال شدن فرآیندهای لغزشی که در سخت شدن کرنشی دخالت دارند بسیار پایینتر از مقادیر حاصل از نتایج آزمایش است. بر طبق شواهد، فرآیند نرم شدن دینامیکی بر حسب نوع ماده و شرایط تغییر شکل، می‌تواند بازیافت یا تبلور مجدد باشد^{۴۹}.

از جابه‌جا کردن عوامل رابطه (۱-۶۰)، رابطه‌ای شبیه پارامتر زنر-هولومن، رابطه (۱-۵۵)، برای نرخ کرنش تابع دما به دست می‌آید. رابطه مورد بحث از این قرار است:

$$z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A''' (\sinh \alpha' \sigma)^{M'} \quad (1-61)$$

به این ترتیب نتایج آزمایش در دماهای مختلف در دستگاه مختصات $\log z$ و $\log \sinh \alpha' \sigma$ روی یک خط راست با شیب M' قرار می‌گیرند. این منحنی روشی مطمئن برای درون‌یابی مقدار استحکام در هر دما با نرخ کرنش در محدوده مورد بررسی را به دست می‌دهد.

47- Garofalo (1965)

48- Sellars & Tegart

49- Tegart (1968), Jonas et al. (1968)

کتابها و مقالات پیشنهادی

- Shewmon, P. G., and V. F. Zackay (EDS.). 1961. *Response of Metals to High Velocity Deformation*. New York: Interscience Publishers.
- Cottrell, A. H. 1964. *The Mechanical Properties of Matter*. New York: John Wiley.
- Dieter, G. 1961. *Mechanical Metallurgy*. New York: McGraw-Hill.
- Jaoul, B. 1965. *Étude de la Plasticité et Application aux Métaux*. Paris: Dunod.
- Kolsky, H. 1963. *Stress Waves in Solids*. New York: Dover Publications.
- Lubahn, J. D. and R. P. Felgar. 1961. *Plasticity and Creep of Metals*. New York: John Wiley.
- McLean, D. 1962. *Mechanical Properties of Metals*. New York: John Wiley.

مسائل

۱ قطر مقطع یک میله فولادی مدور به طول ۱۰ فوت در سیمی از طولش ۱ اینچ (d_1) و در نیمه دیگر طولش ۰/۵ اینچ (d_2) است.

الف . اگر $E = 30 \times 10^6$ psi باشد ، ازدیاد طول این میله تحت اثر بارکششی ۸۰۰۰ پوندی چقدر است ؟

ب . اگر همین مقدار ماده به صورت میله‌ای به طول ۱۰ فوت با مقطع یکساخت در آید ، ازدیاد طول آن در اثر بار ۸۰۰۰ پوندی چقدر خواهد بود ؟

۲ ارقام زیر در آزمایش کشش نمونه فولاد کم کربن به قطر ۰/۵ اینچ و طول قسمت مورد آزمایش ۲ اینچ به دست آمده‌اند :

نقطه تسلیم	۶۲۰۰	پوند
بار حداکثر	۱۰۲۰۰	پوند
طول نهایی	۲/۸۷	اینچ
قطر نهایی	۰/۲۶۶	اینچ

تنش تسلیم ، استحکام نهایی ، درصد ازدیاد طول و کاهش مساحت مقطع را حساب کنید . اگر ازدیاد طول متناظر به نیروی حداکثر ، ۰/۵ اینچ و نیروی شکست ۶۸۰۰ پوند باشد ، منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی فولاد را رسم کنید .

۳ ارقام زیر از آزمایش کشش نمونه نیکیلی به دست آمده‌اند :

نیرو (پوند)	قطر (اینچ)	نیرو (پوند)	قطر (اینچ)
۰	۰/۲۵۲	۳۵۷۰	۰/۲۱۰
۳۳۰۰	۰/۲۵۰	۳۵۰۰	۰/۲۰۰
۳۵۵۰	۰/۲۴۵	۳۳۵۰	۰/۱۹۰
۳۶۷۰	۰/۲۴۰	۳۱۵۰	۰/۱۸۰
۳۷۱۰	۰/۲۳۵	۲۹۵۰	۰/۱۷۰
۳۷۲۰	۰/۲۳۰	۲۸۰۰	۰/۱۴۹

منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی را رسم کرده و با استفاده از منحنی شکل ۱۱-۱ ، اثر تشکیل گردنه پس از نیروی حداکثر را تصحیح کنید . مقادیر K و « رابطه (۱۵-۱) را معلوم کنید .

۴ نتایج آزمایش کشش فولاد ۰/۰۵ درصد کربن و برنج ۳۰-۷۰ از این قرار است :

استحکام نهایی فولاد ۴۴۸۰۰ psi در کرنش اسمی ۳۰ درصد

استحکام سهایی برح 1181 psi 56000 در کرنش اسمی 50 درصد
 با فرض اعتبار رابطه (۱۵-۱) برای بیان رابطه بین تنش - کرنش، مقادیر K و n دو
 ماده را تعیین کرده، معلوم کنید استحکام تسلیم کدام یک بالاتر است.
 ۵ مقادیر n و K در رابطه ازدیاد طول (رابطه ۲۶-۱) طی آزمایش کشش ورقه‌های فولادی
 به ترتیب ۲۶ و ۲۲ به دست آمده‌اند (با این مقادیر، e_f به صورت درصد خواهد بود).
 درصد ازدیاد طول یک ورقه فولادی با مقطع 2×0.5 اینچ را در دو حالت زیر محاسبه
 کنید:

الف. طول قسمت مورد آزمایش ۲ اینچ است.

ب. طول قسمت مورد آزمایش ۱۰ اینچ است.

۶ تغییر شکل کششی مس را می‌توان تقریباً با رابطه $\sigma = A(\epsilon)^{1/2}$ در $\sigma = 12 \text{ kg/mm}^2$ ،
 $\epsilon = 0.25$ بیان کرد.

کار انجام شده در واحد حجم برای این مقدار تغییر شکل را معلوم کنید. اگر میانگین
 مسافت طی شده به وسیله یک نابجایی 6×10^{-4} سانتیمتر باشد، چگالی نابجایی در اثر
 این مقدار کرنش را تعیین کنید. فرض کنید تمام نابجاییها در نمونه باقی می‌ماند.
 با در نظر گرفتن یک مقدار تخمینی برای انرژی یک خط نابجایی، معلوم کنید چه بخشی
 از کار انجام شده در حین تغییر شکل در نابجاییها ذخیره می‌شود. در مورد جواب این
 قسمت اظهار نظر کنید.

۷ با استفاده از رابطه تنش - کرنش مسئله ۶، استحکام نهایی مس را تعیین کنید.

۸ آزمایشهای انجام شده روی فولاد 0.25 درصد کربن در دمای 1200 درجه سانتیگراد
 نشان داده‌اند که مقادیر C_2 و m در رابطه (۳۵-۱) به ترتیب $4/7$ کیلوگرم بر میلیمتر
 مربع و 0.19 هستند. تنشهای لازم جهت تغییر شکل این ماده در آزمایش کشش در
 دمای بالا (ثانیه $10^{-4} / \epsilon$) و نورد گرم (ثانیه $10^2 / \epsilon$) را بایکدیگر مقایسه کنید
 ۹ در اثر آلیاژ کردن آهن با کرم، مقادیر C_2 و m در رابطه (۳۵-۱) به میزان چشمگیری
 تغییر می‌کنند، به طوری که در مورد آلیاژ با 25 درصد کرم $C_2 = 1.25 \text{ kg/mm}^2$ و
 $m = 0.26$ است. تنشهای نسبی برای تغییر شکل این آلیاژ و فولاد 0.25 درصد کربن
 را در حدیده کاری گرم ($\dot{\epsilon} = 30/\text{sec}$) معلوم کنید.

۱۰ نرخ کرنش و سرعت نابجایی v_D طبق رابطه: $\dot{\epsilon} = b \rho_D v_D$ که در آن b بردار برگرز
 و ρ_D چگالی نابجایی است به یکدیگر مربوط می‌شوند. با فرض اینکه سرعت نابجاییها
 در یک نمونه مسی، $\frac{1}{10}$ سرعت موج کشان (v_s) باشد، چگالی نابجایی مورد نیاز جهت
 حفظ نرخ کرنش در سطح 10 بر ثانیه را تعیین کنید.

۱۱ یک قطه سیم کشسان سبک به طول l ، که به یک انتهای آن یک فلانژ سبک وصل شده است، بطور قائم از سقف آویزان است. وزنه M از ارتفاع h در طول سیم روی فلانژ می‌افتد (بدون اصطکاک). ثابت‌کنید در صورتیکه $\delta l \gg h$ باشد (δl ازدیاد طول سیم در لحظه ساکن شدن وزنه است)، تنش σ_m در سیم از رابطه زیر به دست می‌آید:

$$\sigma_m = v_{ce} \rho \left(\frac{M}{m} \right)^{1/2}$$

در این رابطه M و m به ترتیب تنشهای وزنه و سیم و v سرعت وزنه در لحظه تصادم است. ثابت کنید که حداکثر تنش ایجاد شده می‌تواند تا دو برابر تنش حاصل در اثر اعمال همان نیرو بصورت استاتیکی باشد. در صورتیکه وزنه از ارتفاع ۱۲ اینچی روی فلانژ بیفتد نیروی لازم برای ایجاد شرایط تسلیم در یک قطعه سیم به طول ۱۸ اینچ از جنس (الف) آهن، (ب) آلومینیم و (ج) تیتانیم چقدر است؟

۲

رابطه‌های تنش - کرنش در فشار

استاتیکی و دینامیکی

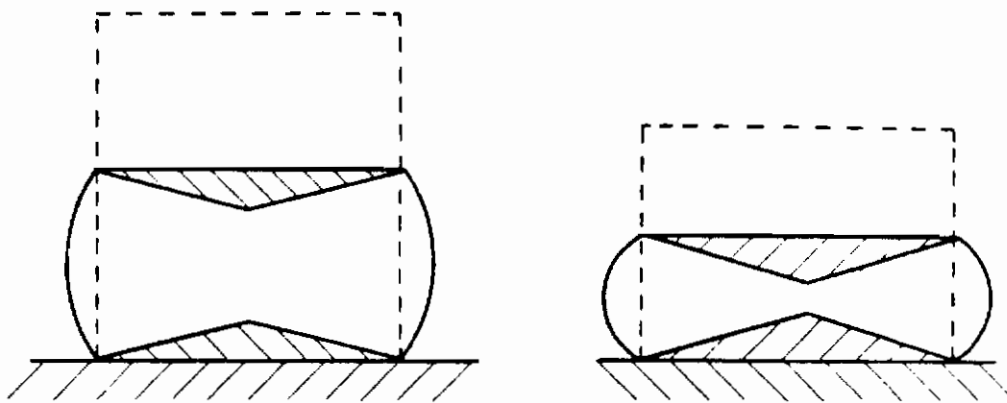
(ایستا و پویا)

ویژگیهای آزمایش فشار

خواص کشسان ، در فشار و کشش شبیه یکدیگرند و انتقال از رفتار کشسان به رفتار مومسان در تنشهای مساوی و به شیوه‌های مشابه صورت می‌گیرد . البته برخلاف حالت کشش ، پس از آغاز تغییر شکل مومسان تا لحظه شکست ، نیرو افزایش پیدا می‌کند زیرا سطح مقطع نمونه همواره رو به ازدیاد است . با فرض نبودن اصطکاک بین سطوح تماس نمونه با ماشین آزمایش و افزایش یکنواخت قطر نمونه بدون اینکه به شکل بشکه در آید ، نیرو و تغییر شکل را می‌توان مطابق تعریف فصل ۱ به صورت تنش حقیقی و کرنش حقیقی بیان کرد .^۱ منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی حاصله مانند منحنی مربوطه در کشش خواهد بود . لیکن از آنجا که برخلاف کشش ، در فشار ناپایداری مومسان و در نتیجه گردنه به وجود نمی‌آید ، محدوده مومسان فشار خیلی زیادتر از کشش خواهد بود . علاوه بر این تمایل به شکست نردگونه در مواد کاهش می‌یابد ، زیرا برخلاف حالت کشش ، اثر تنش در جهت مخالف با تشکیل ترک است . در نتیجه آزمایش فشار برای فلزاتی که نرخ سخت شدن کرنشی پایین دارند (درکشش موجب تشکیل گردنه در مراحل اولیه می‌شود) ، یا فلزاتی که در کشش در تنشهای پایین می‌شکنند ، یا در مواردی که فقط یک نمونه کوتاه در دسترس است (زیرا نیاز به بستن درگیره ندارد) ، مناسب می‌باشد .

غالباً برای کاهش اصطکاک در دمای پایین ، یک ورقه نازک تفلن بین نمونه و سندان گذاشته یا سطح انتهایی نمونه را شیاردار می‌سازند تا مقداری ماده روانساز در خود نگاه دارد . لیکن در دماهای بالا روانسازهای شیشه‌ای یا موفقیات توسط پژوهشگران زیادی به کار

رفته است. راه دیگر برای از بین بردن اثرات سطح تماس بر اساس این پدیده است که در صورت وجود اصطکاک، تغییر شکل بطور ناهمگن صورت می‌گیرد (شکل ۱-۲)، و در نتیجه سروی لازم برای ایجاد تغییر شکل مساوی در نمونه‌های هم جنس ولی با شکل‌های مختلف با یکدیگر متفاوت است. به این ترتیب با برون‌یابی تنش میانگین نمونه‌های مختلف‌الشکل تا نقطه‌ای که نسبت فطر به ارتفاع نمونه صفر است، تنش سیلان حقیقی به دست می‌آید^۱.



شکل ۱-۲. ناحیه‌های تغییر شکل نداده (هاشورزده) در اثر اصطکاک در آزمایش فشار نمونه‌های مختلف‌الشکل.

ناهمگنی تغییر شکل در بررسی رفتار مواد در عملیات فلزکاری که فشار در آنها دخالت دارد (مانند آهنگری و مورد) حائز اهمیت است. در نتیجه این امر اگر نقطه صغفی به علت جدا شدن لایه‌ها با انقباض در وسط قطعه وجود داشته باشد، هنگام آهنگری آن، قسمتهای تغییر شکل نداده مانند گوه عمل کرده و موجب برور شکست در وسط قطعه می‌شوند. اثرات اصطکاک هنگام محاسبه نیروهای لازم در فرآیندهای فشاری، نیز اهمیت دارند. ساده‌ترین مورد تحلیل توزیع تنش، آهنگری در شرایط کرنش صفحه‌ای (کرنش دوبعدی و ثابت ماندن بعد سوم هنگام تغییر شکل) است. برای ساده‌تر کردن مسئله، ماده مورد بررسی را غیرسخت شونده در اثر کار فرض می‌کنیم. در چنین ماده‌ای ایده‌آلی پس از تسلیم، مقدار تنش ثابت می‌ماند (تغییر شکل تا کرنش‌های زیاد در تنش σ_y حاصل می‌شود). شرایط تقریبی بروز چنین حالتی، تغییر شکل در دماهای بالا با نرخ کرنش کم تا متوسط است. محاسبات لازم برای نمونه‌های با شکل‌های هندسی مختلف صورت گرفته است^۲.

1- Cook & Larke (1945); Polakowski (1949)

2- Dieter (1961).

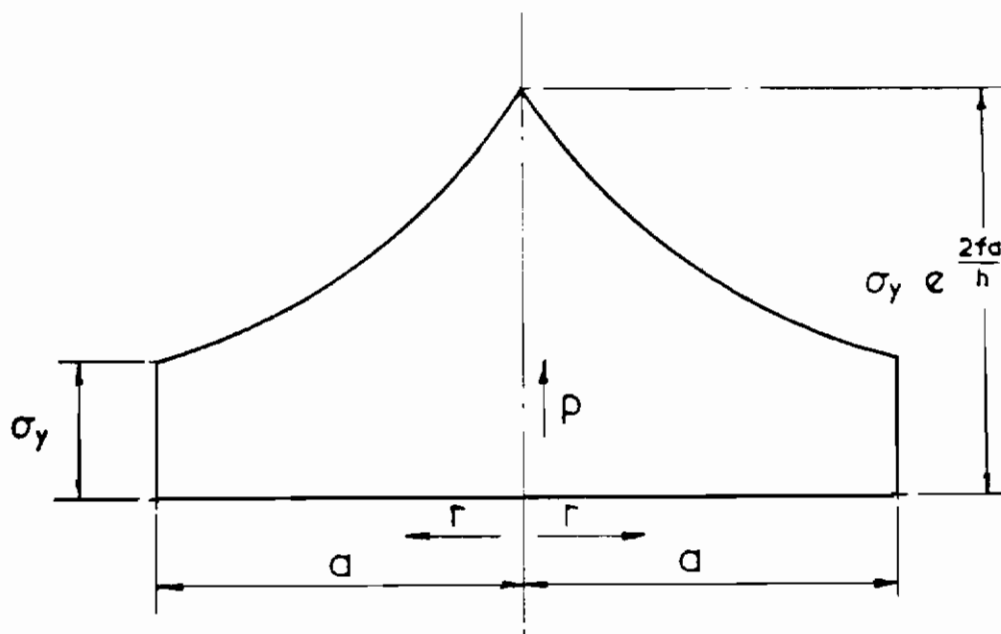
تعبیرات فشار موردنیاز (p) برحسب فاصله شعاعی r برای آهنگری کرنش صفحه‌ای یک استوانه نازک به ضخامت h و شعاع a بین دو صفحه موازی از این فرار است:

$$p = \sigma_v \exp \left[\frac{2f}{h} (a - r) \right], \quad (2-1)$$

در این رابطه σ_v تنش تسلیم در فشار یک محوری و f ضریب اصطکاک است. این توزیع فشار به‌عنوان شکل خاص (شکل ۲-۲) "به اصطکاک" خوانده می‌شود. فشار میانگین برای یک استوانه تحت بارگذاری فشاری برابر است با:

$$p_{av} = \frac{\int_0^a 2\pi r p dr}{\pi a^2} \approx \sigma_v \left(1 + \frac{2fa}{3h} \right). \quad (2-2)$$

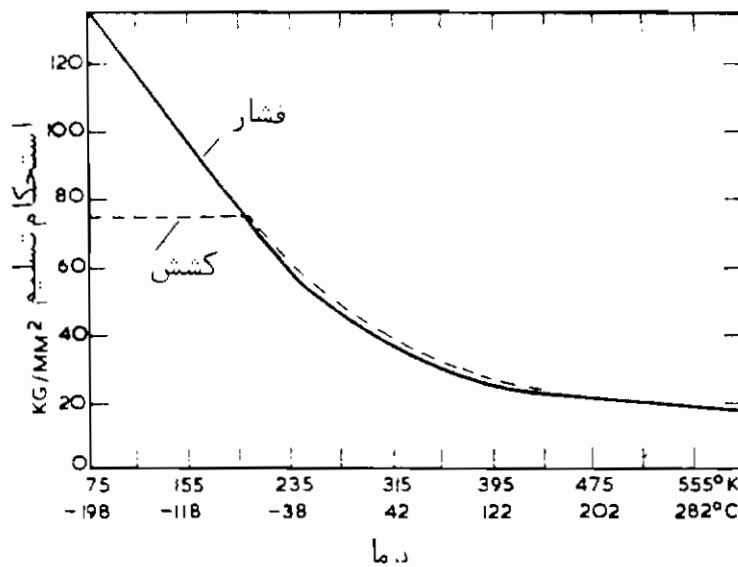
مثلاً به‌ازاء $f = 0.1$ و $a/h = 1$ داریم: $p = 1.07 \sigma_v$ میانگین p با افزایش a/h مقاومت به‌فشرده‌شدن شدت بالا می‌رود و در نتیجه سرعت افزایش نیرو بیش از آنچه بر اساس محاسبه ساده افزایش مساحت مقطع پیش بینی می‌شود، خواهد بود. این عامل در محاسبه نیروهای لازم برای آهنگری در قالب بسته، که نسبت a/h فلز در حین تغییر شکل به‌حو چشمگیری تغییر می‌کند، حائز اهمیت است.



شکل ۲-۲. توزیع فشار در آزمایش فشار کرنش صفحه‌ای یک استوانه نازک بین دو صفحه متوازی.

تاثیر دما و نرخ کرنش بر خواص فشاری

از این واقعیت که شکست تردگونه در بارگذاری فشاری اتفاق نمی‌افتد، برای سهولت محاسبه‌های تنش-کرنش فلزات b.c.c. در دماهای پایین به‌کار گرفته شده است. در شکل ۲-۳ تغییرات استحکام تسلیم مولیبدن به‌ازاء کرنش 0.0001 در هر دو حالت کس و فشار بر حسب دما، مشاهده می‌شود. از آنجا که استحکام تسلیم کششی و فشاری در دماهای بالاتر از 100° سانتیگراد (در دماهای پایینیتر از این مقدار هنگام تسلیم طی آزمایش کشش، شکست تردگونه بروز می‌کند) بخوبی باهم هماهنگی دارند، می‌توان نتیجه گرفت که اگر در آزمایش کشش، شکست تردگونه بروز نمی‌کرد (در دماهای پایین‌تر از 100°) مقادیر استحکام تسلیم به دست آمده با استحکام تسلیم تعیین شده در آزمایش فشار یکی بود. حتی در دمای 196° سانتیگراد نیز می‌توان بدون شکست تردگونه عرضی، تا 20% درصد کاهش ارتفاع در نمونه به‌وجود آورد. این شکل‌پذیری موجب شده است که بتوان تغییرات شاخص سخت شدن کرنشی بر حسب دما را تا حد 196° درجه سانتیگراد تعیین کرد (شکل ۲-۱). این اطلاعات برای محت انتقال از رفتار شکل‌پذیر به ترد سودمند هستند.



شکل ۲-۳ تغییرات استحکام تسلیم مولیبدن ($\epsilon = 0.0001$) بر حسب

دما Alers et al., 1958

در فشار نیز مانند کشش، افزایش نرخ کرنش، استحکام تسلیم را بالا می‌برد. البته در آزمایش‌های فشاری می‌توان نرخ‌های کرنش بسیار بالاتر را بدون بروز اثرات انتشار موج تنش مورد بررسی قرار داد. از آنجا که محدودهٔ مومسان فشاری خیلی بیشتر از محدودهٔ

موسان کشتی بوده، و با توجه به اینکه بسیاری از فرآیندهای شکل‌دادن فلزات عملاً از نوع فشاری هستند (مثلاً آهن‌گری، حدیده‌کاری، نورد و غیره)، در سالهای اخیر پژوهشگران زیادی آزمایشهای فشار در نرخهای کرنش بالا (۱۰۰ برثانیه) و دماهای بالا انجام داده‌اند تا اطلاعات لازم برای عملیات کارگرم را فراهم آورند. پاره‌ای از این پژوهشگران آزمایشهای خود را با سرعت فشرده کردن ثابت انجام داده‌اند^۳. درحالیکه دیگران فقط از یک چکش استفاده کرده‌اند^۴. در این آزمایشها نرخ کرنش در حین تغییر شکل تغییر می‌کند. از آزمایشهای با نرخ کرنش ثابت نتایج سودمندتری به دست می‌آید.

برای این منظور می‌توان سرعت فشرده‌کردن را در رابطه با ابعاد نمونه تغییر داد. یکی از روشهای قابل استفاده، پلاستومتر بادامکی طراحی شده توسط اروان و لوس^۵ است. در این روش یک بادامک با جبهه لگاریتمی با سرعت ثابت می‌چرخد و در نتیجه کرنش حقیقی با نرخ ثابت ($\epsilon = -0.7$) ایجاد می‌شود. با استفاده از روانسازهای شیشه‌ای جهت از بین بردن اصطکاک بین سندانهای ماشین آزمایش و سطوح نمونه، از بشکهای شدن جلوگیری می‌شود. پلاستومتر بادامکی برای تعیین خواص مس، آلومینیم و فولاد نرم^۶، فولادهای کربن دار ساده و آلیاژی^۷ و اورانیم^۸ به کار رفته است. نتایج آزمایشهای دومورد آخر برای محاسبه نیرو و گشتاور لازم جهت عملیات نورد گرم مورد استفاده قرار گرفته است.

بخشی از ارقام به دست آمده برای آلومینیم با درجه خلوص تجارتي و فولاد تند برنوع 18 W/4 Cr/1V در شکل‌های ۲-۴ و ۲-۵ ارائه شده‌اند. شکل ۲-۴ نمایشگر تاثیر دما بر منحنی تنش - کرنش است. غالباً نتایج این گونه آزمایشها را می‌توان با رابطه‌های (۱-۳۲) و (۱-۳۵) بیان کرد. همانطور که منحنیهای تغییرات $\log \sigma_{\epsilon, T}$ بر حسب $\log \epsilon$ در شکل ۲-۶ نمایشگر این امر است، بسنگی m به دما کاملاً واضح است (شکل ۲-۲۲).

ویژگی قابل توجه منحنیهای فولاد تند بر، افت تنش سیلان در کرنشهای بالاست است. این افت در مورد مس و دیگر انواع فولاد نیز مشاهده شده است. دلیل این افت (که به علت کرنشهای زیادتر، بخوبی در آزمایشهای پیچش گرم مشاهده می‌شود) غلبه نوعی فرآیند

3- Arnold & Parker (1959-60).

4- Fink et al. (1955).

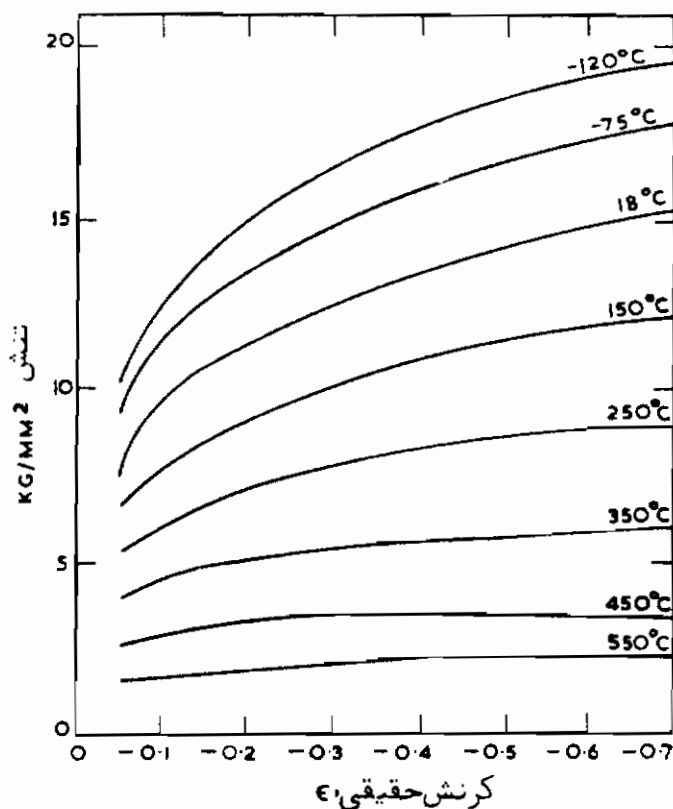
5- Orowan & Los.

6- Alder & Phillip (1954-55).

7- Cook (1957).

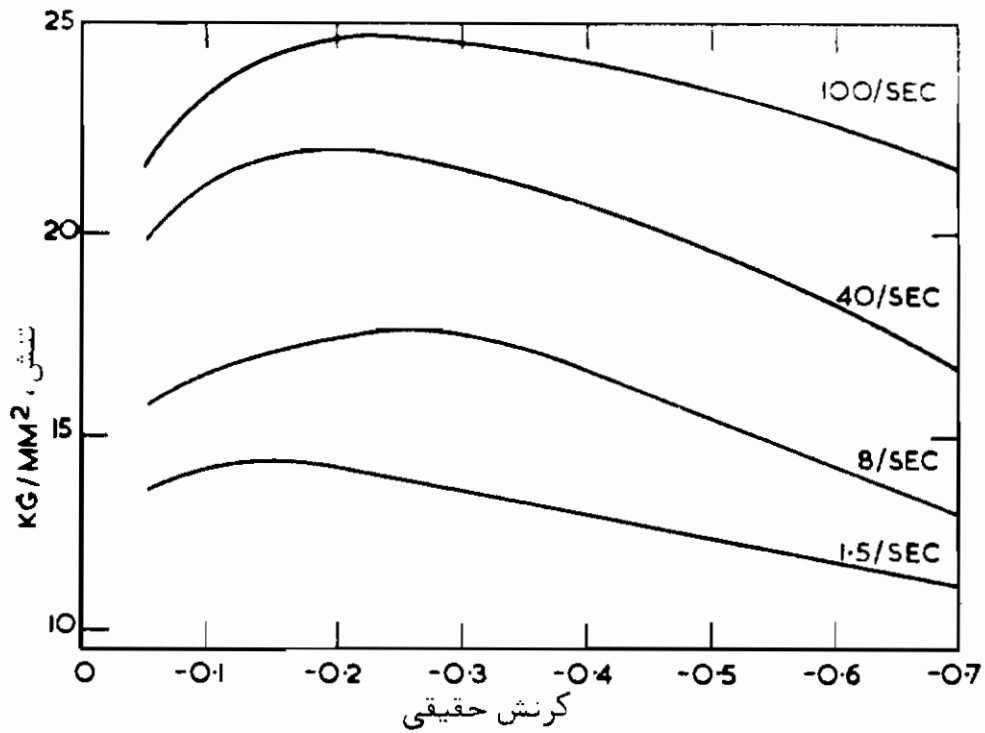
8- Hockett (1959).

برم شدن در اثر گرما بر سخت شدن کرنشی است. در فلزات خالص و آلیاژهای تک فاز فرآیند نرم شدن در اثر گرما را می توان در اربیلور مجدد یا چندوجهی شدن تشخیص داد. لیکس فرآیند نرم شدن در فولادها می تواند به علت ناشیاب تغییر شکل بر رسوب و حل شدن کاربیدهای پیچیده باشد. مثلاً "کروی شدن فولاد بیوتکتیک که در دمای ۷۰۰ سانتیگراد چندین ساعت طول می کشد، در حین کارگرم در همان دما در مدت چند دقیقه کامل می شود^۹. این کروی شدن موجب نرم شدن و در نتیجه افت منحنی تنش - کرنش می گردد. نکته جالب توجه این است که افت تنش که فولادهای مختلف از خود نشان می دهند مشاهدات عملی کارهای آهنگری در مورد آسانتر شدن کار روی این فولادها در اثر پیشرفت تغییر شکل را، تایید می کند.

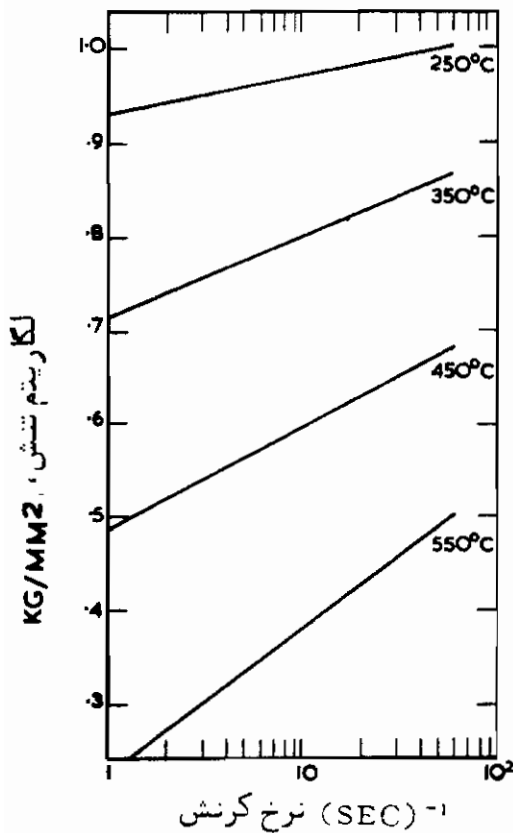


شکل ۲-۴ منحنیهای تنش - کرنش آلومینیم در دماهای مختلف. این منحنیها، به وسیله پلاستومتر بادامکی و با نرخ کرنش ۴/۳۸ بر ثانیه تهیه شده اند.

Alder and Phillips, 1954-55.



شکل ۵-۲ منحنیهای تنش-کرنش فولاد 18 W/4 Cr/1V با نرخهای کرنش مختلف در دمای ۱۲۰ درجه سانتیگراد. این منحنیها به وسیله پلاستومتر بادامکی تهیه شده.



شکل ۶-۲ تاثیر نرخ کرنش بر تنش لازم جهت ۴۰ درصد کاهش طول ($\epsilon = -0.51$) نمونه آلومینیومی در آزمایش فشار در دماهای مختلف.

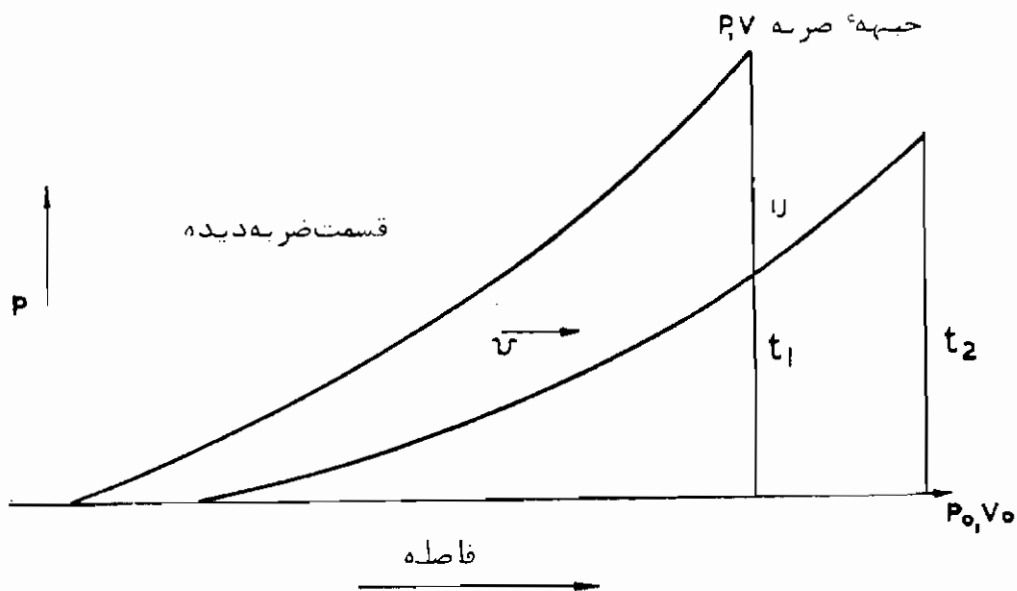
Alder and Phillips, 1954-55

بارگذاری انفجاری

بررسی سیستماتیک تغییرات فلزات در اثر امواج ضربه‌ای قوی با منشاء انفجاری موضوعی نسبتاً تازه است که با اندازه‌ریادی به‌حاضر امکانات شکل‌دادن انفجاری فلزات مورد توجه قرار گرفته است. البته لازم به‌تاکید است که در کارهای پژوهشی بارگذاری انفجاری، ضربه‌های فشاری قوی در اثر اصابت سریع یک صفحه (با نیروی محرکه انفجاری) به یک قطعه فلز ایجاد می‌شوند، در حالیکه در بیشتر عملیات شکل‌دادن صنعتی ضربه فشاری قوی در اثر انفجار مادهٔ سفحوره در یک محیط مایع (شکل‌دادن انفجاری) یا با عبور ناکه‌های حرمان بسیار شدید از یک سیم در محیط مایع (شکل‌دادن الکتروهایدروولیک) برای تغییر شکل‌دادن ورقه فلزی به‌کار می‌رود^{۱۰}. موجهای ضربه‌ای مومسان را می‌توان با دیگر فرآیندهای شکل‌دادن با سرعت زیاد (مانند شکل‌دادن پنوماتیکی - مکانیکی) نیز ایجاد کرد. البته در تمام این موارد نرخ کرنش از مرتبه ۲۰۰ بر ثانیه (در مقایسه با 10^8 تا 10^9 بر ثانیه در حبهٔ ضربه در شکل‌دادن انفجاری) است و در نتیجه مقایسهٔ تغییرات ساختاری و خواص مکانیکی در اثر این دو برج بارگذاری کاملاً متفاوت، دشوار است. یکی از دلایل نوحیهی بررسی رفتار گذرای مواد در مقابل موج فشاری صفحه‌ای حاصل از بارگذاری انفجاری کشف پدیده‌های جالب متعددی است که می‌تواند راهگشای درک تغییر شکل کلی در اثر بارگذاری شبه استاتیکی باشد. در ساده‌ترین حالت بارگذاری انفجاری، فشار وارد بر نمونه در فصل مشترک صفحه متحرک - فلز، بالغ بر ۱۰۰ کیلو بار (10^3 کیلوگرم بر میلی‌متر مربع) است. سرعت ضربه‌های فشار ایجاد شده در فلز ممکن است بیش از سرعت صوت در آن باشد. فشار در مدت چند صدم میلی‌ثانیه به‌حد اکثر مقدار خود می‌رسد و سرعت زیاد ذره‌ها در اثر ضربه‌های فشار می‌تواند جابجایی‌های قابل توجهی به‌وجود آورد. در مقابل، معمولاً نیرو برای مدت کوتاهی اعمال می‌شود و همچنین ممکن است استهلاک ضربه‌ها بسیار سریع باشد، بطوریکه تنها بتوان ضخامت کمی از فلز را بطور یکساخت تغییر شکل داد.

تغییرات فشار یک موج ضربه‌ای بر حسب فاصله در شکل ۲-۲ نمایش داده شده است. مادهٔ جلو ضربه تغییر شکل نیافته است. در حالیکه در حبهٔ موج، فشار تقریباً بطور لحظه‌ای افزایش یافته و به‌حد اکثر مقدار خود می‌رسد و سپس در پشت حبهٔ موج رو به‌کاهش می‌گذارد تا به‌صفر برسد. ماده در حالت ضربه در اثر فشرده‌شدن افزایش چگالی پیدا کرده و شتاب‌گرفته و به‌سرعت ذره‌ای 10^7 رسیده است. سرعت انتشار نا آرامی‌های پشت حبه ضربه

بیشتر از سرعت ضربه است، یعنی $U > c + v$ ، در اینجا U سرعت انتشار ضربه، و c سرعت صوت در حالت ضربه است. ناحیه کاهش فشار پشت جبهه ضربه، موج ضعیف سده نام دارد. از آنجا که $U > c + v$ است، موج ضعیف شده بتدریج از ضربه حلو می‌زند و با پیشروی جبهه ضربه از فشار آن کاسته می‌شود. این استهلاک زمانی موج ضربه را می‌توان در شکل ۲-۷ که تغییرات فشار در دوزمان متوالی را نشان می‌دهد، مشاهده کرد. بیست‌تئوریهای امواج ضربه‌ای براساس سیالات ایده‌آل بنا شده‌اند، لیکن از آنجا که تنش تسلیم مومسان در مقایسه با فشارهای ایجادشده در این شرایط قابل چشم‌پوشی است، و همچنین با توجه به اینکه می‌توان فرض کرد که تنشهای برشی موج تقریباً به‌صفر می‌رسند، حالت ماده جامد ضربه دیده تقریباً از حالت هیدرودینامیکی، غیرقابل تفکیک است. اگر تنها امواج ضربه‌ای صفحه‌ای را در نظر بگیریم، معادلات ضربه ماده جامد همان معادلات ضربه سیال است و فقط فشار P یا تنش p_n در جهت عمود بر جبهه ضربه تعویین شده است.



شکل ۲-۷ تغییرات فشار یک موج ضربه‌ای صفحه‌ای برحسب فاصله در دو زمان متوالی t_1 و t_2 و نمایش استهلاک فشار حداکثر.

یک موج ضربه‌ای صفحه‌ای را در نظر بگیرید که با سرعت U در یک ماده ساکن با چگالی ρ_0 ، انرژی ویژه داخلی ϵ_0 ، در فشار p_0 ، حرکت می‌کند. ماده در اثر عبور جبهه ضربه شتاب می‌گیرد و به سرعت ذره‌ای v می‌رسد و در اثر فشرده شدن، چگالی آن به $\rho > \rho_0$ می‌رسد. رابطه بین حالت ضربه ماده و حالت اولیه آن به وسیله چند حالت جهشی متناظر

به بقا، جرم، مومنت، و انرژی (در گذر از ضربه) به صورت زیر بیان می شود^{۱۱}.

$$\begin{aligned} \rho_0 U &= \rho(U - v) && \text{بقا جرم (۲-۳)} \\ p - p_0 &= \rho_0 U v && \text{بقا مومنت (۲-۴)} \\ p v &= \rho_0 U (\xi - \xi_0 + v^2/2) && \text{بقا انرژی (۲-۵)} \end{aligned}$$

نتیجه حذف v و U از این معادلات، رابطه رنگین - هوگونیوت^{۱۲} است:

$$\xi - \xi_0 = \frac{1}{2} (V_0 - V)(p + p_0) \quad (2-6)$$

در اینجا $V = 1/\rho$ است.

از آنجا که انرژی ویژه داخلی تابع حجم و فشار است [یعنی $\xi = f(p, V)$ ، معادله ۲-۶]، رابطه ای بین p و V به نام رابطه p - V هوگونیوت یا به صورت ساده تر، رابطه هوگونیوت را به دست می دهد. این رابطه مکان هندسی تمام نقاطی که ممکن است در گذر ضربه از حالت اولیه (p_0, V_0) به آن رسید، را بیان می کند.

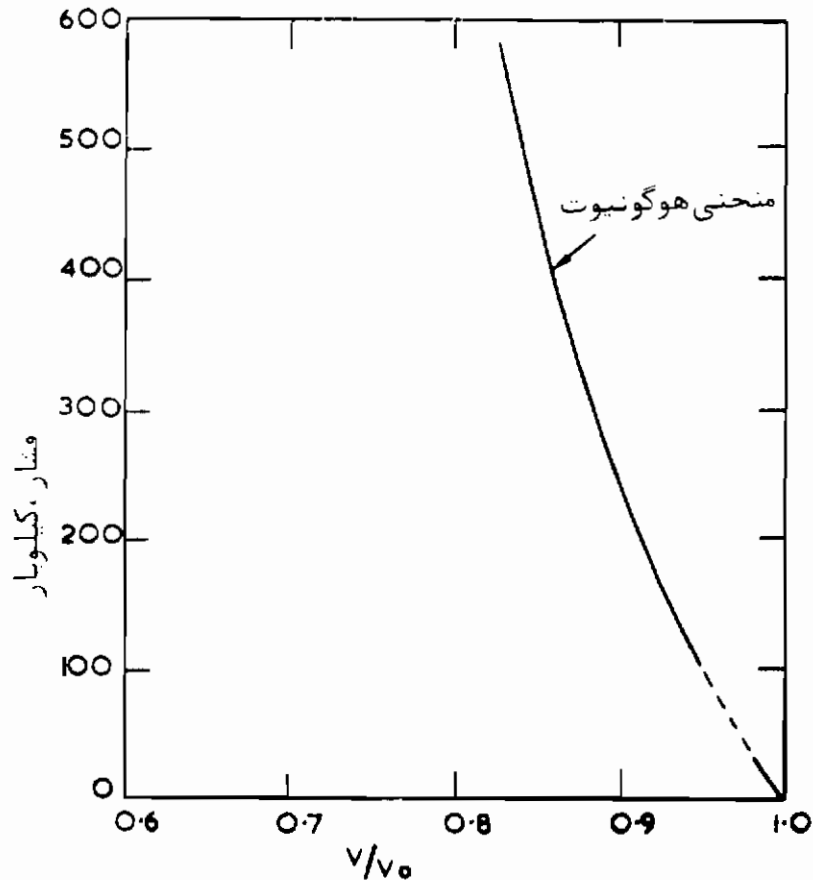
بنابراین، رابطه هوگونیوت وضعیت اساسی یک فلز را در ضربه فشاری معلوم می کند. رابطه های هوگونیوت بسیاری از فلزات تهیه شده اند^{۱۳}، و عموماً "منحنی های نرمی هستند که بیانگر کاهش یکنواخت حجم در اثر افزایش فشار می باشند. نمونه این منحنی برای نیکل در شکل ۲-۸ (الف) مشاهده می شود. رابطه هوگونیوت برای فشارهای کمتر از ۱۰۰ کیلو بار تعریف نمی شود، ولی در بیشتر موارد نتایج حاصل از موج های انفجار با یک منحنی نرم به نتایج آزمایش های هیدرواستاتیکی متصل می شوند. یک مورد مهم که منحنی هوگونیوت نرم ندارد آهن است که یک ناپیوستگی مشخص و کاملاً تایید شده در ۱۳۰ کیلو بار دارد [شکل ۲-۸ (ب)]. عقیده بر این است که دلیل این ناپیوستگی تبدیل شبکه آهنی از b.c.c. (آهن آلفا) به f.c.c. (آهن گاما) در اثر فشار است. البته در مورد این نقطه اختلاف عقیده زیادی وجود دارد. این رفتار، تفسیر نتایج مربوط به آهن را دشوار می سازد^{۱۴}.

برای درک بهتر مقدار سخت شدن کرنشی در اثر بارگذاری انفجاری، باید سخت شدن کرنشی ایجاد شده در این فرآیند را با سخت شدن کرنشی حاصل از فرآیندهای تغییر شکل معمولی مقایسه کرد. یکی از اشکالات این مقایسه این است که کرنش دائمی ایجاد شده در بارگذاری انفجاری با موج صفحه ای غالباً بسیار کوچک است (معمولاً از مرتبه $\epsilon = 0.03$). البته هنگام اثر فشار ضربه، تغییر شکل کاملاً زیادی حاصل می شود. مثلاً "منحنی های هوگونیوت

11- Rice et al. (1958) 12- Rankine-Hugoniot

13- Rice et al. (1958). 14- Leslie et al. (1962)

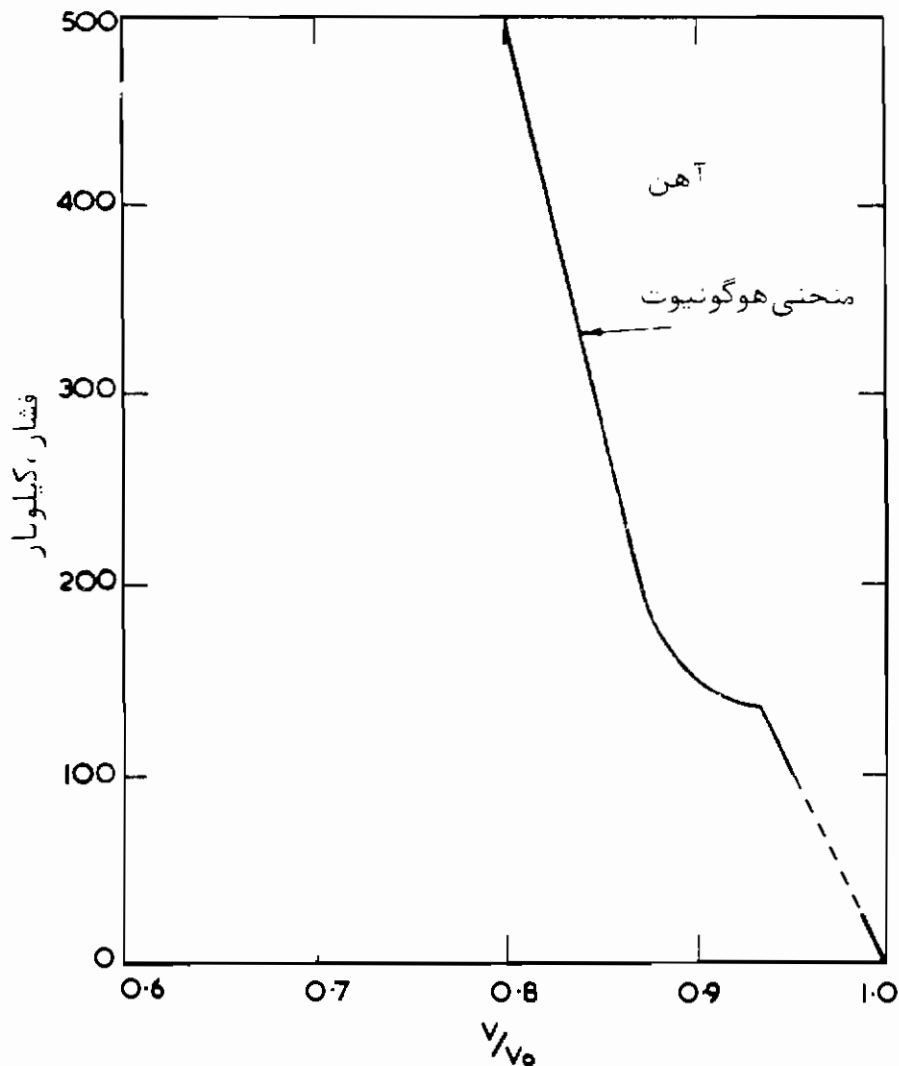
شکل ۸-۲ نشان می‌دهد که با موجهای ضربه‌ای شدید می‌توان تا ۲۰ درصد تغییر حجم به‌وجود آورد.



شکل ۸-۲ (الف) منحنی هوگونوت نیکل. قسمت پایینی منحنی از آزمایشهای هیدرواستاتیکی به‌دست آمده است.

از آنجا که موج ضربه‌ای فلز را در یک بعد فشرده می‌کند، شکل قطعه را در محل‌جبهه ضربه تغییر می‌دهد و تغییر شکل مومسان حاصل از فشرده‌شدن را می‌توان با در نظر گرفتن تغییر حجم برحسب کرنش مومسان حقیقی در حجم ثابت بیان کرد. نحوه رهاشدن از فشار تابع شکل هندسی سیستم است. اگر رهاشدن از فشار زیاد در یک تک‌صفحه موج ضعیف‌شد صورت گیرد، کرنش در محل موج ضعیف‌شده الزاماً با کرنش ضربه برابرست. به‌علت ماهیت یکطرفه موج ضربه، یک المان ماده به‌ابعاد x_0 ، y_0 و z_0 و حجم V_0 در اثر ضربه‌ای در جهت z فشرده شده و ابعاد آن x_0 ، y_0 و z_1 و حجم آن V_1 می‌شود. در نتیجه:

$$\frac{z_1}{z_0} = \frac{V_1}{V_0} \quad (۷-۲)$$



شکل ۸-۲ (ب) منحنی هوگوننیوت آهن قسمت پایینی منحنی از آزمایشهای هیدرواستاتیکی به دست آمده است.

از آنجا که در کرنش قراردادی تغییر چگالی منظور نمی‌شود، برای مقایسه می‌توان ماده فشرده شده در اثر ضربه را بطور ایزوتروپ با چگالی اولیه‌اش منبسط کرد بطوریکه شکل فشرده شده در اثر انبساط تغییر نکند. در این صورت:

$$\frac{z_2}{z_1} = \left(\frac{V_0}{V_1} \right)^{1/3} \quad (2-8)$$

در اینجا z_2 طول جدید پس از انبساط ایزوتروپ تا چگالی اولیه است. در نتیجه:

$$\frac{z_2}{z_0} = \frac{z_2}{z_1} \frac{z_1}{z_0} = \left(\frac{V_1}{V_0} \right)^{2/3} \quad (2-9)$$

و کرنش حقیقی از رابطه زیر به دست می‌آید:

$$\epsilon = \int_{z_0}^{z_2} \frac{dz}{z} = \ln \left(\frac{z_2}{z_0} \right) \quad (2-10)$$

در نتیجه پس از فشرده شدن در اثر ضربه و رسیدن از حجم اولیه V_0 به حجم نهایی V_1

$$\epsilon = \frac{2}{3} \ln \left(\frac{V_1}{V_0} \right) \quad (2-11)$$

اگر موج ضعیف شده، کرنش مومسانی برابر و مخالف کرنش مومسان حاصل از موج ضربه به وجود آورد، کل کرنش گذرا (ϵ_T) برابر است با:

$$\epsilon_T = \frac{4}{3} \ln \left(\frac{V_1}{V_0} \right) \quad (2-12)$$

مقادیر تجربی فشار بین ۲۰۰ تا ۶۰۰ کیلوپا هستند، در نتیجه کرنشهای گذرا تقریباً بین $\epsilon_T = 0.05$ و 0.35 می‌باشند. و مقدار دقیق آن تابع منحنی هوگونویوت ماده مورد بحث است. با استفاده از رابطه (۴۶-۱) به از $v = 5 \times 10^5$ cm/sec و $x = 10^{-4}$ cm (این مقدار با فشار تغییر می‌کند)، و مقادیر کرنشی که قبلاً ذکر شده‌اند می‌توان مقدار نرخ کرنش را با تقریب محاسبه کرد. به این ترتیب نرخ کرنش در حبه ضربه بین 10^8 تا 10^9 بر ثانیه خواهد بود. تأثیر فشار ضربه بر خواص کششی نیکل و خواص حاصل از نورد سرد در جدول ۱-۲ آمده است. از مقایسه ارقام این جدول می‌توان به قابلیت بارگذاری انفجاری در زمینه تولید ماده محکم و در عین حال نسبتاً شکل‌پذیر بدون ایجاد تغییرات قابل توجه در شکل، پی برد.

تبدیل ساختار در اثر فشار و دوقلوشدن قابل توجه آهن، اثر سخت‌گردانی کرنشی بارگذاری انفجاری را تشدید می‌کند.

عبور موج ضربه قوی، تفسیر ساختار حاصل از بارگذاری انفجاری را دشوار می‌سازد. افزایش دمای حاصل از ضربه فشاری قوی در مورد فلزاتی که تغییر فاز خود نشان نمی‌دهند را می‌توان با دقت ۱۵ درصد تخمین زد^{۱۵}. افزایش دمای نیکل از دمای اولیه ۲۰ سانتیگراد در اثر ضربه در جدول ۲-۲ آمده است. در اینجا T_H دمای محاسبه شده هنگام وجود فشار

جدول ۱-۲ رابطه خواص مکانیکی نیکل با فشار ضربه

فشار (کیلوبار)	ϵ_T	سختی ویکرز (وزنه ۱ کیلوگرمی)	تنش تسلیم (kg/mm ²)	استحکام کششی (kg/mm ²)	از دیاد طول در ۲/۵ سانتیمتر (%/۰)
		۱۲۵	۲۴/۰	۴۲/۵	۳۷
۱۰۰	-۰/۰۶	۱۸۳	۴۱/۵	۴۴/۶	۱۳
۲۶۵	-۰/۱۴	۲۰۸	۵۹/۸	۶۱/۲	۱۰
۴۶۰	-۰/۲۲	۲۶۳	۹۱/۵	۹۲/۸	۷
نورد سرد					
	(۲۷% کاهش ضخامت)	۲۱	۵۸/۴	۶۲/۶	۷
$\epsilon = ۰/۳۱$					
نورد سرد					
	(۸۱% کاهش ضخامت)	۲۷۵	۶۴/۳	۶۷/۵	-
$\epsilon = ۱/۶۶$					

جدول ۲-۳ اثر حرارتی امواج ضربه بر نیکل

فشار (کیلوبار)	ϵ_T	$T_H(^{\circ}C)$	$T_0(^{\circ}C)$
۱۵۰	-۰/۱۰	۶۱	۵۴
۳۵۰	-۰/۱۸	۱۵۰	۸۶
۵۰۰	-۰/۲۳	۲۵۴	۱۰۶

است. البته از آنجا که نمونه فقط هنگام وجود فشار، در دمای T_H است، زمان بسیار کوتاهی که هرگز از چند میکروثانیه تجاوز نمی‌کند، در این دما خواهد بود. دمای واقعیتر دمای محاسبه شده فلز، بلافاصله پس از انبساط بی‌دررو از فشار ضربه تا فشار محیط (T_0) است. اگر نمونه‌هایی که در معرض ضربه‌های فشاری ۵۰۰ کیلوبار و بالاتر قرار گرفته‌اند بلافاصله پس از ضربه تبرید نشوند، در حین سرد شدن تدریجی ممکن است تبلور محدود به وجود آید. در مورد آهن تحت اثر ضربه فشاری ۵۵۰ کیلوبار، حتی پس از سرد کردن سریع نیز تبلور مجدد مشاهده شده است^{۱۶}. تا کنون کار نسبتاً کمی در زمینه تبلور مجدد مواد در بارگذاری ضربه‌ای

گزارش شده است ، ولی ظاهراً تاباندن پس از بارگذاری ضربه‌ای می‌تواند روش معیبدی برای تولید ساختار ایزوتروپ ریزدانه باشد^{۱۷} .

کتابها و مقالات پیشنهادی

- Shewmon, P. G., and V. F. Zackay (EDS.). 1961. *Response of Metals to High Velocity Deformation*. New York: Interscience Publishers.
- American Society for Tool and Manufacturing Engineers. 1964. *High-Velocity Forming of Metals*. New Jersey: Prentice Hall.
- Baron, H. G., and E. de L. Costello. 1963. *Met. Rev.*, 8, 369 (London: Institute of Metals).
- Dieter, G. E. 1961. *Mechanical Metallurgy*. New York: McGraw-Hill.
- Dieter, G. E. 1962. *Strengthening Mechanisms in Solids*. Ohio: American Society for Metals, p. 279.
- Portevin, P. A. 1963. *Mem. Sci. Rev. Met.*, 55, 591.
- Rinehart, J. S., and J. Pearson. 1963. *Explosive Working of Metals*. London: Pergamon Press.

مسایل

- ۱ نتایج زیر از آزمایش فشار بدون اصطکاک تک‌محوری یک استوانه‌مسی به دست آمده است .

تنش حقیقی (kg/mm ²)	۳/۱۵	۳/۸۷	۱۲/۶	۱۸/۹	۲۵/۵	۲۹/۹	۳۱/۵	۳۲/۶	۳۳/۱
کاهش ارتفاع (درصد)	۰	۲/۵	۵	۱۰	۲۰	۳۰	۴۰	۵۰	۶۰
- ۲ منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی این ماده را رسم کرده و کرنش اسمی که به ازاء آن در آزمایش کشش، گردنه تشکیل می‌شود، و همچنین استحکام نهایی آن را محاسبه کنید. با استفاده از منحنی شکل مسئله ۱، انرژی صرف شده برای فشردن یک سانتیمتر مکعب از مس تابانده را تا دوسوم ارتفاع اولیه‌اش معلوم کنید (تغییر شکل را یکنواخت فرض کنید). با فرض اینکه ۹۵ درصد انرژی به صورت گرما رها شود، افزایش دما هنگام فشردن را محاسبه کنید. گرمای ویژه مس ۰/۰۹۲ کالری بر گرم بر درجه سانتیگراد است.
- ۳ فولاد کم کربن با تنش تسلیم ۱۱۲۰۰ پوند بر اینچ مربع در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و با نرخ کرنش حقیقی ۵ بر ثانیه به وسیله پرس، آهنگری می‌شود. با فرض کارایی ۶۰ درصد برای این فرآیند، توان لازم برای فشردن قطعه به طول ۴، عرض ۲ و ضخامت ۲ اینچ تا ضخامت ۱ اینچ را محاسبه کنید (1 HP = 550 ft-lb/sec).
- ۴ ثابت کنید رابطه زیر بین کاهش ضخامت به ازاء هر ضربه و سرعت ضربه آهنگری ضربه‌ای وجود دارد:

$$\frac{h_i}{h_f} = \exp\left(\frac{1}{2} \frac{\eta m v^2}{g \sigma_v V}\right)$$

- در این رابطه h_i و h_f به ترتیب ضخامت اولیه و نهایی، η کارایی، m جرم چکش، v سرعت، σ_v تنش تسلیم (ثابت فرض می‌شود)، و V حجم فلز است. تعداد ضربه‌های لازم برای فشردن یک قطعه فولاد کم کربن با مقطع ۸×۱۲ و ارتفاع ۱۶ اینچ تا ضخامت ۸ اینچ در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به وسیله یک چکش ۴ تنی را تعیین کنید. سرعت ضربه را ۱۴ فوت بر ثانیه، کارایی را ۹۰ درصد و تنش تسلیم را مساوی ۲۰۰۰۰ پوند بر اینچ مربع فرض کنید.
- ۵ با استفاده از قوانین اولیه، قدر سرعت امواج کشسان در فلزات را معلوم کنید. یک سنگ آسمانی بسیار کوچک با سرعت ۲۰ کیلومتر در ثانیه به پوشش سفینه فضایی از جنس فلز شکل‌پذیر برخورد می‌کند. در باره اثرات کشسان و موم‌ان مورد انتظار در

ساحیه برخورد بحث کنید .

۶ اثر تنش بر سرعت نابحایی در فلوراید لیتیم را می توان با رابطه زیر بیان کرد .

$$v_D = v_0 \exp\left(-\frac{A}{T}\right)$$

با استفاده از داده های زیر ، مقادیر ثابت v_0 و A را تعیین کنید .

v_D (سانتیمتر بر ثانیه) 10^{-4} 10^{-2} ۲۰ 10^3 10^4

T (گیلوگرم بر میلیمتر مربع) ۰/۸ ۱/۰ ۲/۰ ۴/۰ ۱۰/۰

تنش لازم برای رسیدن به سرعت موج کشسان در فلوراید لیتیم ($3/6 \times 10^5$ سانتیمتر بر ثانیه) را محاسبه کنید . چه عواملی مانع رسیدن به این سرعت (در آزمایشهایی که از ضربه های بسیار کوتاه حاصل از برخورد استفاده می کنند) ، می گردند؟

۳

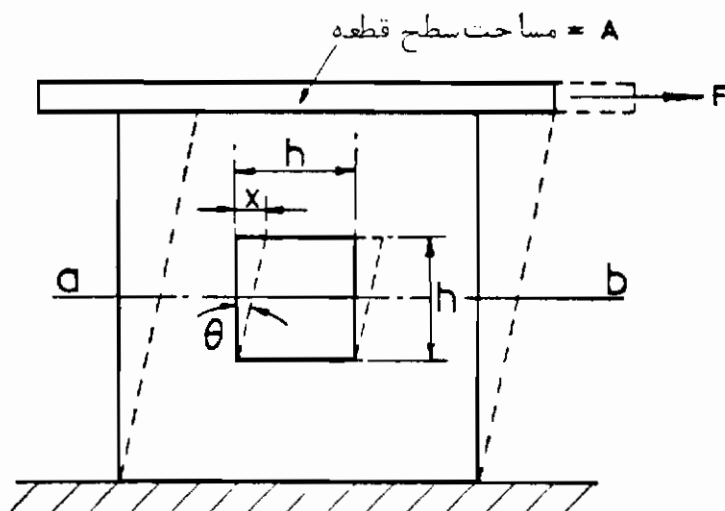
رابطه‌های تنش - کرنش در برش و پیچش

با اینکه بیشترین بخش اطلاعات موجود در باره خواص مکانیکی مواد از آزمایشهای کشش به دست آمده است، دشواریهای مربوط به تفسیر نتایج به دلیل ناپایداری موسسان، تغییرات هم‌راستایی گیره‌های ماشین، ویژگیهای ماشین و غیره موجب گردیده است که پژوهشگران در بررسیهای رفتار مکانیکی مواد، راههای دیگری برای ایجاد تنش دنبال کنند. ساده‌ترین راه (حداقل از نظر اصول کار) آزمایش برش مستقیم است که در آن نمونه به گونه‌ای تغییر شکل داده می‌شود که جابجایی برشی اصلی فقط بتواند در یک صفحه صورت گیرد. یک آزمایش دیگر در این رابطه، آزمایش پیچش لوله‌های جدار نازک و میله‌های توپر است. استفاده از این روشهای ایجاد تنش در سالهای اخیر رو به افزایش گذاشته است. در این فصل رابطه‌های تنش - کرنش حاصل از این روشها با قدری تفصیل مورد بررسی قرار می‌گیرد.

مفهوم تنش برشی و کرنش برشی

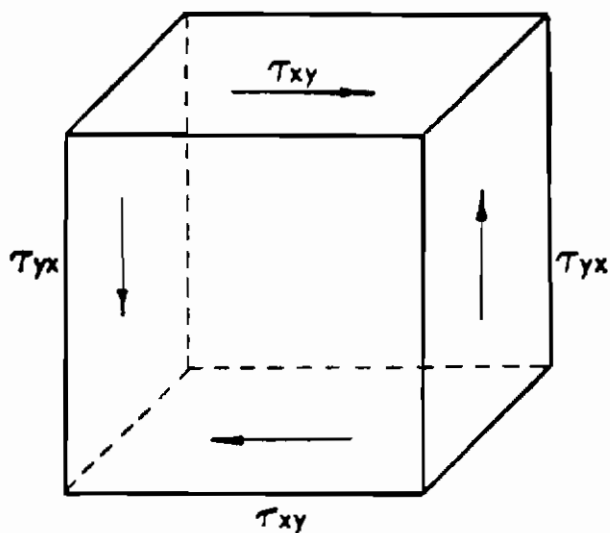
در مبحث کشش‌آشنایی اجمالی با مفهوم تنش برشی حاصل شد. راه ساده‌تر ارائه تنش برشی، بررسی رفتار یک قطعه مکعب مستطیل شکل ماده است که از یک وجه به یک سطح ثابت چسبیده و به وجه مقابل آن یک ورقه نازک مطابق شکل ۱-۳ چسبانده شده است. اگر نیروی افقی P بر ورقه نازک وارد شود و فصل مشترکهای قطعه با ورقه نازک و سطح زیرین پیوستگی مجموعه را حفظ کنند، ماده بالای هر صفحه (مثلاً ab) می‌خواهد با برش از ماده زیر صفحه جدا شود. بدین ترتیب قطعه در معرض برش است و تنش حاصل از این عمل، تنش برشی خوانده می‌شود. تنش برشی (τ) روی سطحی با مساحت A ، شدت نیروی برشی

مماس بر سطح است، یعنی $\tau = F/A$ ، باید نوجه داشت که تنش برشی نا لحظه شکست با نیروی اعمال شده نسبت مستقیم دارد، زیرا تا پیش از متمرکز شدن برش روی یک صفحه، مساحت ثابت می ماند.



شکل ۳-۱ ایجاد حالت برش در یک قطعه

$$(\tau = F/A; \gamma = \tan \theta = x/h).$$



شکل ۳-۲ تعادل چرخشی عوامل برش

روشن است که برای ایجاد تعادل چرخشی در قطعه یک زوج نیروی خارجی جهت خنثی کردن گشتاور نیروی برشی F ، مورد نیاز است. تعادل یک قطعه به طول a ، ارتفاع b و عرض واحد (شکل ۳-۲) را در نظر بگیرید. کل نیروی برشی وارد بر سطح بالایی و پایینی $a\tau_{xy}$ است (حرف اول پانویس بیانگر صفحه تنش و حرف دوم نمایشگر جهت اثر آن است). به همین

ترتیب کل نیروی برشی وارد بر هریک از دو سطح جانبی $b\tau_{xy}$ است. در نتیجه برای معادل چرخشی قطعه لازم است:

$$(a\tau_{xy})b = (b\tau_{yx})a, \quad \text{یعنی}$$

$$\tau_{xy} = \tau_{yx} \quad (۳-۱) \quad \text{یعنی}$$

بنابراین به‌ازاء تنش برشی مشخص در یک صفحه معلوم، تنش برشی مکمل (هم‌اندازه) در صفحه‌ای عمود بر آن صفحه وجود دارد.

اعمال نیروی برشی بر یک قطعه، موجب تغییرشکل آن می‌گردد که این تغییرشکل با کرنش برشی مشخص می‌شود. تغییرشکل یک المان مربع شکل به ضلع h روی سطح قطعه شکل ۳-۱ را در نظر بگیرید. راویه قائمه گوشه این المان به‌اندازه زاویه کوچک θ تغییر می‌کند. طبق تعریف، کرنش برشی برابر است با:

$$\gamma = \tan \theta = \frac{x}{h} \quad (۳-۲)$$

در مورد زاویه‌های کوچک $\theta \simeq \tan \theta$ (برحسب رادیان)، و در نتیجه برای کرنشهای کوچک $\gamma = \theta$ می‌شود.

رابطه بین تنش و کرنش در برش مستقیم

رفتار یک قطعه فلز شکل‌پذیر ریزدانه در معرض نیروی برشی فزاینده را در نظر بگیرید. ابتدا مانند حالت کششی، فلز رفتار کشسان از خود نشان می‌دهد و افزایش کرنش برشی متناسب با تنش برشی خواهد بود. یعنی:

$$\tau = \mu\gamma, \quad (۳-۳)$$

که مشابه قانون هوک برای کشش می‌باشد. در این رابطه ضریب تناسب μ ضریب برشی یا ضریب سخت‌پایی نام دارد. مقادیر μ برای فلزات خالص چندبلوره در جدول ۳-۴ آمده است و همان‌طور که در این جدول مشاهده می‌شود، از مقادیر E برای همان فلز کوچک‌تر هستند. در مبحث تعمیم رفتار مومسان فلزات در فصل ۴ ثابت می‌شود که سه‌مقدار ثابت ضریب کشسانی (E)، ضریب برشی (μ) و ضریب پواسان (ν) در تشریح رفتار مومسان مواد دخالت دارند. این سه ضریب به‌یکدیگر مربوط هستند، بطوریکه در مورد حامدات

ایزوتروپ فقط دو ثابت مستقل به شرح زیر وجود دارد:

$$\mu = \frac{E}{2(1 + \nu)}, \quad (3-4)$$

که به ازاء مقادیر معقول ν به رابطهٔ جدول ۲-۴ یعنی

$$\mu = \frac{3}{8} E \quad (3-5)$$

منجر می شود .

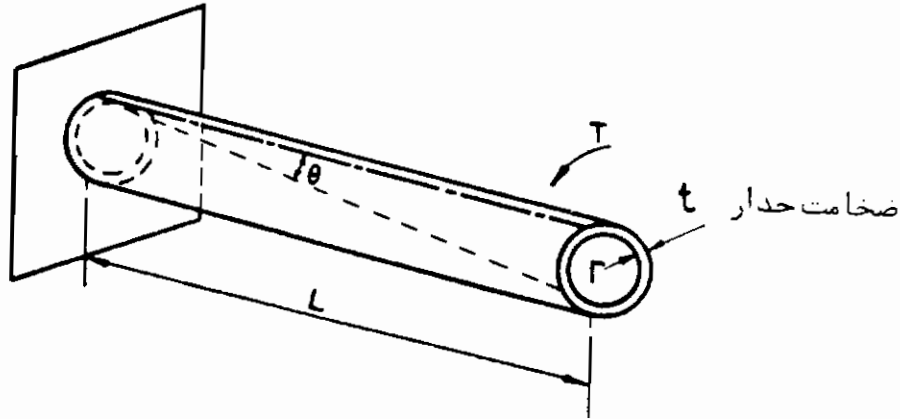
ورای محدوده کشسان، پدیدهٔ تسلیم ظاهر می شود و فلز مانند حالت کشش، سخت شدن کرنشی پیدا می کند .

علیرغم سادگی ظاهری این آزمایش، چندین ویژگی نامطلوب در آن وجود دارد که کاربرد آن، به عنوان راهی برای تعیین خواص مکانیکی فلزات چندبلوره را محدود می سارد . عدم یکواختی تنش برشی به علت محدودیت حرکت محللهای اتصال و لزوم کوتاه بودن نمونه برای به حداقل رسانیدن تنشهای خمشی، حساسیت اندازه گیری کرنشهای برشی را کاهش می دهند. لیکن با توجه به اینکه حایب برشی اصلی فقط در یک صفحه و در یک جهت امکان پذیر است، می توان صفحات و جهات انتخابی برشی در مواد غیر ایزوتروپ و تک بلورها را مورد بررسی قرار داد. این خاصیت همراه با سهولت معکوس کردن جهت برش، در مطالعهٔ سخت شدن کرنشی غیر ایزوتروپ تک بلورها مورد استفاده قرار می گیرد. البته به دلیل پیچیدگی سیستم تنش حاصل از بارگذاری برشی مستقیم، رعایت دقت ضروری است .

پیچش لوله های جدار نازک

برخی از ویژگیهای نامطلوب آرماتسهای برش مستقیم را می توان با استفاده از لوله های جدار نازک با مقطع دایره ای که با اعمال دو گشتاور مساوی و مخالف بردو انتها، حول محورشان پیچانیده می شوند، از بین برد. یک انتهای لوله درگیره ای بسته شده و گشتاور پیچشی به آن وارد می شود و انتهای دیگر آن برای اندازه گیری گشتاور به یک مکابیزم نیرو سنج متصل می گردد. با اندازه گیری تغییر مکان زاویه ای یک نقطه واقع بر یک انتهای نمونه نسبت

به نقطه واقع بر انتهای دیگر همان المان طولی، تغییر شکل نمونه تعیین می‌شود. این وضعیت در شکل ۳-۳ نمایش داده شده است.



شکل ۳-۳ پیچش لوله جدار نازک

تنشهای برشی ایجاد شده در مقطع لوله، گشتاور T را خنثی می‌کنند. اگر این تنشها یکنواخت باشند:

$$T = (2\pi r t) \tau r \quad \text{یا}$$

$$\tau = \frac{T}{2\pi r^2 t} \quad (3-6)$$

در اینجا τ تنش برشی، r شعاع لوله و t ضخامت جدار آن است. با توجه به شکل هندسی قطعه در شکل ۳-۳، کرنش برشی برابر است با:

$$\gamma L = r \theta \quad \text{یا}$$

$$\gamma = \frac{r \theta}{L} \quad (3-7)$$

در نتیجه با اندازه‌گیری T و θ می‌توان τ و γ را محاسبه کرده و منحنی تنش برشی - کرنش برشی شبیه آنچه از برش مستقیم به دست می‌آید، تهیه کرد. ناحیه مومسان منحنی به دلیل کماتش لوله در کرنشهای بالا، محدود است، و ظاهراً ابعاد مناسب برای به حداقل رساندن کماتش $L/r = 10$ و $2r/t = 8$ تا 10 است. لیکن با وجود مسئله کماتش، کرنش مومسانی که پیش از شکست می‌توان به وجود آورد تا اندازه چشمگیری بیشتر از آن است که معمولاً در کشش یا فشار به دست می‌آید. دلیل این امر عدم تغییر اندازه و در نتیجه عدم بروز ناپایداری مومسان است که در کشش به وجود می‌آید و یا محدودیت‌های سطح تماس و ناپایداری جانبی است که در فشار حاصل می‌گردد.

پیچش میله‌های توپیر

دشواریهای آزمایش لوله‌های حدار نازک بسیاری از پژوهشگران^۲ را واداشته است تا به‌منظور ایجاد کرنشهای مومسان زیاد از لوله توپیر استفاده کنند. البته به‌علت نامساوی بودن توزیع تنش در مقطع میله، لازم است مفروضاتی عنوان شوند تا بتوان نتایج اندازه‌گیری شده بر حسب گشتاور و زاویه پیچش را تعبیر کرد. این مفروضات عبارتند از:

۱ - پیچش در طول لوله یکنواخت است.

۲ - سطح مقطع در حین پیچش مسطح باقی می‌ماند.

۳ - شعاع مقطع در حین پیچش مستقیم باقی می‌ماند.

ظاهراً به‌تجربه معلوم شده است که این مفروضات درست هستند. میله‌ای به‌طول L و شعاع a را در نظر بگیرید که گشتاور T بر آن وارد شده باشد. بهتر است رفتار کشسان و مومسان را به‌طور مجزا بررسی کنیم.

ناحیه کشسان: اگر زاویه پیچش دو انتها نسبت به هم باشد، کرنش در یک المان لوله‌ای شکل به‌ضخامت δr و به‌شعاع r برابر است با:

$$\gamma = \frac{r\theta}{L}$$

اگر ماده کشسان بوده و ضریب برشی آن μ باشد، تنش برشی لوله برابر است با:

$$\tau = \mu\gamma = \frac{\mu r\theta}{L} \quad (۳-۸)$$

بنابراین تنش برشی در مرکز میله صفر است و بصورت خطی با شعاع تغییر می‌کند. کل گشتاور وارد بر المان لوله‌ای شکل:

$$(2\pi r \delta r)\tau r = 2\pi r^2 \tau \delta r,$$

و کل گشتاور پیچشی وارد بر میله برابر است با:

$$T = \int_0^a 2\pi r^2 \tau dr = 2\pi \frac{\mu\theta}{L} \int_0^a r^3 dr = \frac{\pi a^4 \mu\theta}{2L}$$

2- Swift(1947), Work & Dolan(1953), Faupel & Marin(1951), Fields & Backofen(1957).

یا:

$$\tau = \frac{2T\tau}{\pi a^3} \quad (3-9)$$

حداکثر تنش برشی در سطح میله ایحاد می‌شود و از رابطه زیر به دست می‌آید:

$$\text{حداکثر} = \frac{2T}{\pi a^3} \quad (3-10)$$

ناحیه کشسان - مومسان. تسلیم از سطح خارجی شروع شده و به سمت داخل پیشرفت می‌کند و در نتیجه عملاً "یک هسته" تغییر شکل کشسان یافته؛ ماده که با یک لوله تغییر شکل مومسان یافته احاطه شده است، به وجود می‌آید. تحلیل این وضعیت دشوارتر است و نیاز به مفروضاتی در زمینه رابطه بین تنش و کرنش در سیلان مومسان دارد. ساده‌ترین حالت، ماده ایده‌آل سخت نشونده کرنشی است و می‌توان ثابت کرد که در این حالت.

$$T = \frac{2\pi a^3 \tau_y}{3} \left[1 - \frac{1}{4} \left(\frac{\theta_y}{\theta} \right)^3 \right], \quad (3-11)$$

در اینجا τ_y تنش تسلیم برشی و θ_y زاویه پیچش در آغاز تسلیم است. در حالتی که θ در مقایسه با θ_y بزرگ باشد، خواهیم داشت:

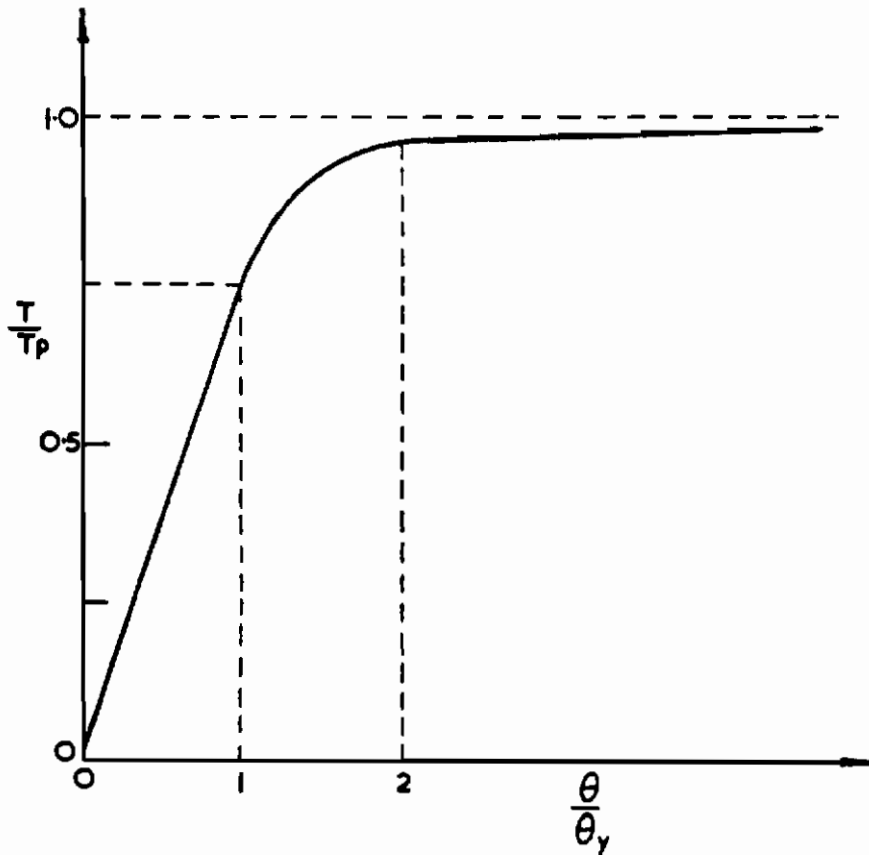
$$T \simeq \frac{2\pi a^3 \tau_y}{3} = T_p, \quad (3-12)$$

در اینجا T_p گشتاور مورد نیاز برای سیلان تمام مومسان است. در حالتی که θ کوچکتر باشد:

$$\frac{T}{T_p} = 1 - \frac{1}{4} \left(\frac{\theta_y}{\theta} \right)^3. \quad (3-13)$$

این حالتها در شکل ۳-۴ نمایش داده شده‌اند.

ناحیه مومسان: بررسی فوق بر اساس ماده ایده‌آل سخت نشونده کرنشی صورت گرفت. البته در عمل سخت شدن کرنشی بروز می‌کند. این مورد را می‌توان با فرض سیلان تمام مومسان بررسی کرد^۳.



شکل ۳-۴ انتقال از رفتار کشسان

می دانیم کرنش برشی برابر است با :

$$\gamma = \frac{r\theta}{L} = r\theta', \quad (3-14)$$

در این رابطه θ' زاویه پیچش به ازاء واحد طول میله است. از طرفی داریم :

$$T = \int_0^a 2\pi r^2 \tau dr.$$

از رابطه (۳-۱۴) مقدار $r = \gamma/\theta'$ و $dr = d\gamma/\theta'$ به دست می آید. در نتیجه پس از تغییر متغیر در رابطه بالا خواهیم داشت :

$$T = \frac{2\pi}{\theta'^3} \int_0^{\gamma^a} \tau \gamma^2 d\gamma \quad (3-15)$$

از سوی دیگر می دانیم تنش برشی تابعی از کرنش برشی است، یعنی $\tau = f(\gamma)$. در نتیجه

پس از جا بجا کردن عوامل رابطه (۱۵-۳) و مشتق‌گیری نسبت به θ' خواهیم داشت:

$$d(T\theta'^3) = 2\pi\tau_a\gamma_a^2 d\gamma_a, \quad \text{یا:}$$

$$\frac{d(T\theta'^3)}{d\theta'} = 2\pi\tau_a a^3 \theta'^2.$$

بنابراین:

$$\frac{dT}{d\theta'} \theta'^3 + 3T\theta'^2 = 2\pi\tau_a a^3 \theta'^2, \quad \text{یعنی:}$$

$$\tau_a = \frac{1}{2\pi a^3} \left(3T + \theta' \frac{dT}{d\theta'} \right). \quad (۱۶-۳)$$

اولین حمله سمت راست این رابطه گشتاور متناظر به تنش تسلیم برشی حداکثر (τ_a) در حالت تمام مومسان یک ماده ایده‌آل سخت‌نشونده کرنشی (قابل استخراج از رابطه ۱۲-۳) و جمله دوم تصحیح به خاطر سخت شدن کرنشی است. این مقادیر را می‌توان به سادگی از منحنیهای گشتاور زاویه پیچش، شکل ۵-۳ استخراج کرد. در این شکل $dT/d\theta' = BC/DC$ از طرفی $\theta' = DC$ و در نتیجه $BC = \theta' dT/d\theta'$ خواهد بود. بنابراین:

$$\tau_a = \frac{1}{2\pi a^3} (3BA + BC). \quad (۱۷-۳)$$

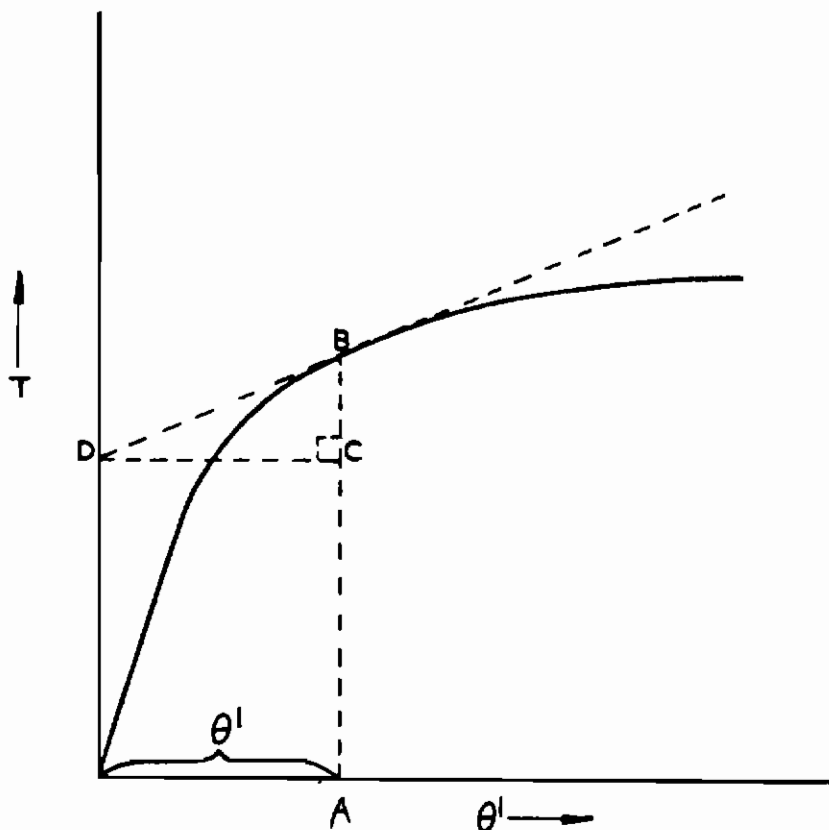
در نتیجه با رسم چند مماس بر منحنی $T-\theta'$ می‌توان منحنی $\tau-\gamma$ را به دست آورد. با قراردادن $\sigma = \sqrt{3}\tau$ و $\epsilon = \gamma/\sqrt{3}$ می‌توان منحنی تنش برشی - کرنش برشی را به منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی تبدیل کرد و منحنیهای حاصله با منحنیهای تنش - کرنش در آزمایشهای فشاری و کششی در محدوده کرنش قابل آزمایش، توافق خوبی دارند^۴.

در کرنشهای مومسان زیاد در پیچش، ممکن است تغییر شکل زیادی در قطعه به وجود آید که منجر به بلندتر شدن قطعه در دماهای پایین^۵ و کوتاهتر شدن آن در دماهای بالا (به استثنای آلومینیم^۶) شود. اگر با ثابت نگاه داشتن شکل هندسی قطعه از این تغییر شکل جلوگیری شود، تنشهای طولی به تنش برشی اضافه می‌شوند. عموماً این تنشهای طولی خیلی کوچکتر از تنش برشی هستند و می‌توان در تبدیل نتایج آزمایش پیچش به منحنیهای تنش حقیقی - کرنش حقیقی از تاثیر این تنشها چشم پوشی کرد. البته ممکن است این تنشها در بررسی رفتار شکل‌پذیری ماده موثر باشند.

4- Hodierne (1963).

5- Swift (1943).

6- Hardwick & Tegart (1962).

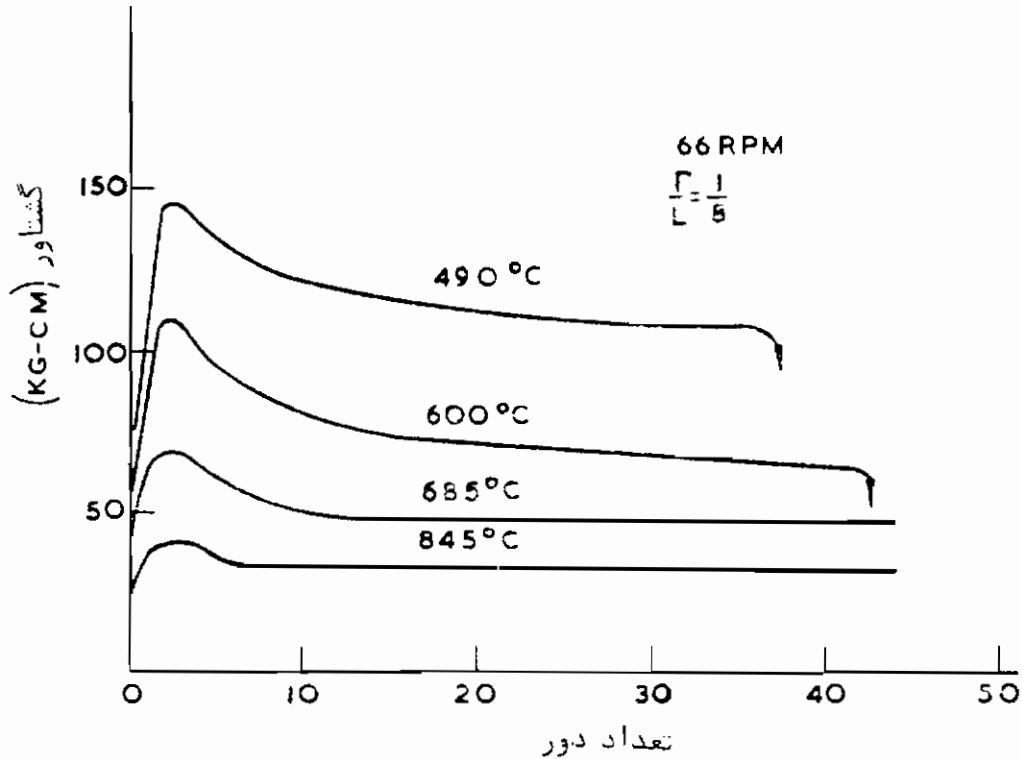


شکل ۳-۵ محاسبه منحنی γ - θ از روی منحنی T - θ یک میله توپر

تأثیر دما و نرخ کرنش بر خواص پیچش

دلیل عمده توجه به نتایج آزمایش پیچش، سهولت کسب نتایج آزمایش در دماهای بالا و نرخهای کرنش زیاد و در حد قابل مقایسه با شرایط عملی فرآیندهای شکل دادن فلزات است. مثلاً شرایط نورد گرم یک شمشال با مقطع 2×2 فوت و تبدیل آن به ورق 1×2 فوت (با فرض عدم افزایش عرض) را در نظر بگیرید. در این مورد $\epsilon = \ln(24) \approx 3.2$. با آزمایش کشش و یا فشار در نرخ کرنش ثابت نمی‌توان به چنین نرخ کرنش زیادی دست یافت، زیرا در کشش، تشکیل گردنه و در فشار، بشکهای شدن مانع رسیدن به آن می‌شود. امکان ایجاد کرنش زیاد در آزمایش پیچش گرم در مورد یک میله توپر از جنس مس در شکل ۳-۶ نشان داده شده است. نکته شایان توجه این است که با استفاده از نمونه آزمایش توخالی با سطح مقطع کاهش یافته، به منظور ایجاد طول قسمت مورد آزمایش بسیار کوتاه، می‌توان آزمایشهای پیچش با نرخ کرنش تا ۱۰۰۰ بر ثانیه و در دمای تا ۷۰۰ درجه سانتیگراد صورت داد. ^۷ بسا

این روش می‌توان رابطه‌های تنش - کرنش در نرخ‌های کرنش بسیار بالاتر از آنچه طی آزمایش‌های کشش یا فشار میسر است، به دست آورد.

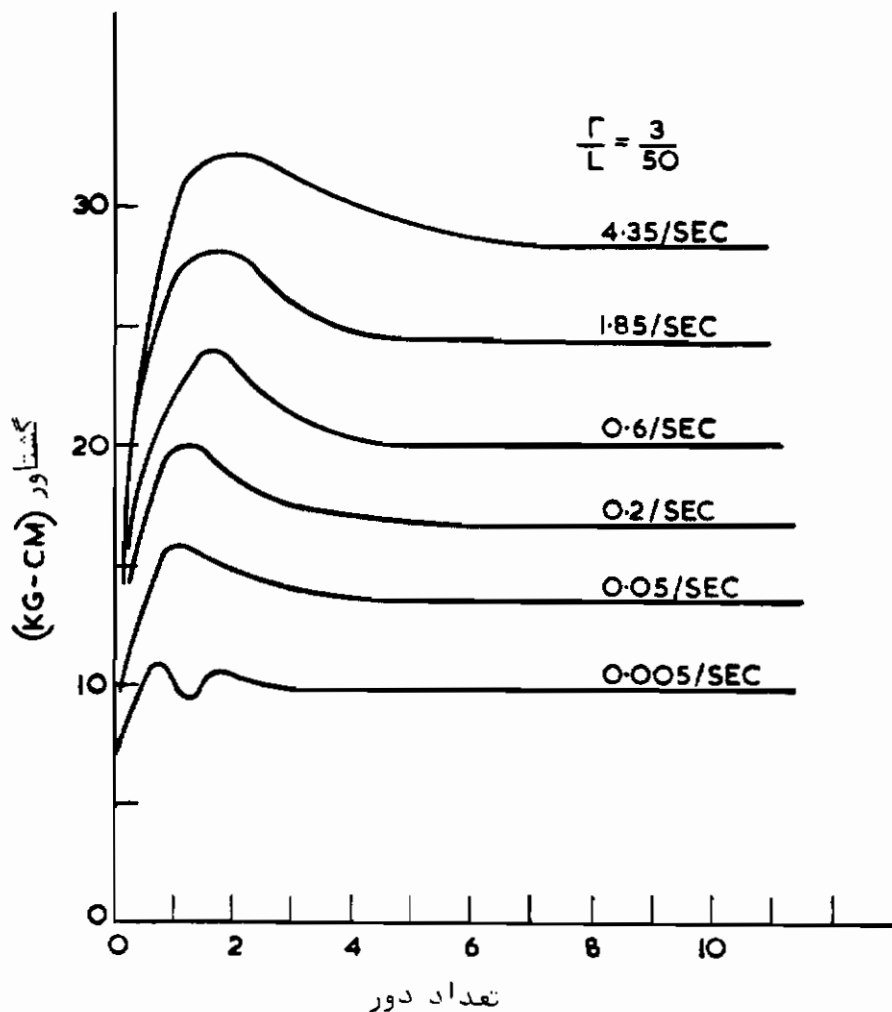


شکل ۳-۶ منحنیهای گشتاور-زاویه پیچش مس در دماهای تقریبی ۵/۵، ۵/۶ و T_m و 0.8 نرخ کرنش در سطح 0.86 بر ثانیه است. یک دور پیچش نمونه متناظر به $\epsilon = 0.46$ در سطح نمونه است. (Hardwick and Tegart, 1961.)

البته هنگام تبدیل نتایج آزمایش گشتاور - زاویه پیچش در نرخ‌های کرنش بالا و دمای زیاد به منحنیهای تنش برشی - کرنش برشی، لازم است روش تحلیلی ارائه شده در میحت قبلی تصحیح شود، زیرا در تحلیل یاد شده تنش مستقل از نرخ کرنش فرض شده است. اگرچه این فرض در دماهای پایین درست است، لیکن همانطور که در مورد کشش و فشار مشاهده شد، در دماهای بالا صحت ندارد. حساسیت گشتاور نسبت به نرخ کرنش در دماهای بالا بروشی در شکل ۳-۷ دیده می‌شود. این مسئله توسط پژوهشگران زیادی بررسی شده است^۸. با توجه به اینکه گشتاور تابع هر دو عامل θ و $\dot{\theta}$ است $[T = f(\theta, \dot{\theta})]$ ، می‌توان رابطه ۱۶-۳ را تعمیم داد. تغییرات گشتاور به‌ازا تغییر مختصر θ برابر است با

$$\frac{dT}{d\theta} = \left(\frac{\partial T}{\partial \theta}\right)_{\dot{\theta}} + \left(\frac{\partial T}{\partial \dot{\theta}}\right)_{\theta} \frac{d\dot{\theta}}{d\theta} \quad (3-18)$$

8- Fields & Backofen(1957); Rossard & Blain(1958); Ormerod & Tegart(1960).



شکل ۳-۷ منحنی گشتاور-تعداد دور فولاد با ۲۵/۰ درصد کربن در برحهای کرنش سطحی متفاوت در دردمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد. یک دور پیچیدن نمونه متناظر به کرنش $\epsilon = 0.22$ در سطح نمونه است. (Roessard and Blain, 1958.)

باتوجه به فرض مستقیم ماندن شعاعهای مقطع نمونه نتیجه می‌گیریم $\gamma = r\theta'$ و $\dot{\gamma} = r\dot{\theta}$ یعنی:

$$\frac{\theta'}{\theta} = \frac{\dot{\gamma}}{\gamma} = \frac{\dot{\theta}}{\theta}$$

$$\dot{\theta} = \frac{\theta \dot{\gamma}}{\gamma}$$

و

$$\frac{d\theta}{d\theta} = \frac{\dot{\gamma}}{\gamma} = \frac{\dot{\theta}}{\theta}$$

پس:
(۳-۱۹)

و رابطه (۳-۱۸) به صورت زیر در می‌آید .

$$\frac{dT}{d\theta} = \left(\frac{\partial T}{\partial \theta}\right)_{\theta} + \left(\frac{\partial T}{\partial \theta}\right)_{\theta} \frac{\theta}{\theta} \quad (3-20)$$

تجربه نشان داده است که منحنی تغییرات لگاریتم T بر حسب لگاریتم θ در θ ثابت و همچنین تغییرات T بر حسب θ در θ ثابت معمولاً خط راست است . با استفاده از این موضوع می‌توان جمله‌های رابطه (۳-۲۰) را تعیین کرد . شیب این دو منحنی سخت شدن کرنشی (n) و حساسیت به نرخ کرنش (m) هستند که در فصل ۱ مورد بحث قرار گرفته‌اند . در دماهای بالا n فوق العاده کوچک و m پارامتر غالب ، و در دماهای پایین عکس این حالت درست است . بستگی حساسیت به نرخ کرنش (m) برخی فلزات به دما که طی آزمایشهای پیچش گرم به دست آمده‌اند ، در جدول ۳-۱ فهرست شده است مقادیر مربوط به آلومینیم شبیه مقادیر شکل ۱-۲۲ هستند .

جدول ۳-۱ مقادیر m در رابطه $T = T_0 \theta^m$

(مستخرج از کارهای منتشر نشده (Ormerod and Tegart))

مس		آلومینیم		نیکل	
m	T/T_m	m	T/T_m	m	T/T_m
		۰/۰۲	۰/۴	۰/۰۶۵	۰/۵
۰/۰۳	۰/۵	۰/۰۷	۰/۶	۰/۱۰	۰/۶
۰/۱۰	۰/۷۱	۰/۱۰	۰/۷۱	۰/۱۳	۰/۷
۰/۱۵	۰/۷۸	۰/۱۳	۰/۷۸	۰/۱۹	۰/۸
۰/۱۷	۰/۸۲	۰/۱۷	۰/۸۲		
		۰/۱۹	۰/۸۹		

اگر به ازاء θ ثابت $T = T_0 \theta^n$ باشد

$$\left(\frac{\partial T}{\partial \theta}\right)_{\theta} = n T_0 \theta^{n-1} = \frac{nT}{\theta}; \quad (3-21)$$

و اگر به ازاء θ ثابت $T = T_1 \theta^m$ باشد :

$$\left(\frac{\partial T}{\partial \theta}\right)_{\theta} = \frac{mT}{\theta} \quad (3-22)$$

از فرار دادن معادبر رابطه‌های (۳-۲۲) و (۳-۲۳) در رابطه (۳-۲۰) خواهیم داشت:

$$\frac{dT}{d\theta} = \frac{T}{\theta} (m + n)$$

در نتیجه:

$$\tau_a = \frac{T}{2\pi a^3} (3 + m + n) \quad (3-23)$$

با این رابطه و $\gamma = r\theta'$ می‌توان منحنی تنش برشی - کرنش برشی برای تمام دماها و نرخ‌های کرنش تا کرنشهای زیاد به دست آورد.

در دماهای زیاد، n آنقدر کوچک است که می‌توان از آن چشم‌پوشی نمود. در نتیجه رابطه (۳-۲۳) به شکل زیر خلاصه می‌شود:

$$\tau_a = \frac{T}{2\pi a^3} (3 + m) \quad (3-24)$$

در این حالت مقدار m تابع دماست (جدول ۱-۳). البته با استفاده از رابطه (۱-۶۰) می‌توان رابطه‌ای شامل یک جمله مستقل از دما به دست آورد^۹. در نتیجه در دمای ثابت داریم:

$$\dot{\theta}' = k(\sinh \alpha' T)^{m'} \quad (3-25)$$

یا:

$$T = \frac{\sinh^{-1} \{K(\dot{\theta}')^{m'}\}}{\alpha'} \quad (3-26)$$

در اینجا $K = 1/k^{m'}$ و $m' = 1/M'$ است، پس.

$$\frac{dT}{d\dot{\theta}'} = \frac{1}{\sqrt{\{K(\dot{\theta}')^{m'}\}^2 + 1}} \cdot \frac{m' K (\dot{\theta}')^{(m'-1)}}{\alpha'} \quad \text{یعنی}$$

$$\dot{\theta}' \frac{dT}{d\dot{\theta}'} = \frac{m'}{\alpha'} \frac{\sinh \alpha' T}{\sqrt{(\sinh \alpha' T)^2 + 1}} \quad (3-27)$$

از قرارداد این رابطه در رابطه (۳-۱۶) نتیجه می‌گیریم:

$$\tau_a = \frac{1}{2\pi a'} \left[3T + \frac{m'}{\alpha'} \frac{\sinh \alpha' T}{\sqrt{(\sinh \alpha' T)^2 + 1}} \right] \quad (3-28)$$

در حالتی که $\alpha' T < 1$ باشد، $\sinh \alpha' T \approx \alpha' T$ است و رابطه (۳-۲۸) به این صورت خلاصه می‌شود:

$$\tau_a = \frac{T}{2\pi a'} (3 + m') \quad (3-29)$$

حال m' مستقل از دما و تقریباً برابر 0.2 است (با رابطه ۳-۲۴ مقایسه کنید). در حالتی که $\alpha' T > 2$ باشد، $(\sinh \alpha' T)^2 \gg 1$ است و رابطه (۳-۲۸) به شکل زیر خلاصه می‌شود:

$$\tau_a = \frac{1}{2\pi a'} \left[3T + \frac{m'}{\alpha'} \right] \quad (3-30)$$

با توجه به اینکه جمله دوم داخل کروشه تقریباً ۵ درصد جمله اول آن است:

$$\tau_a \approx \frac{3T}{2\pi a'} \quad (3-31)$$

این رابطه معمولاً برای تبدیل نتایج آزمایش پیچش گرم به کار می‌رود. منحنیهای گشتاور - زاویه پیچش شکلهای ۳-۶ و ۳-۷ نشان می‌دهند که مانند حالت کرنش فشاری سریع، تنش در کرنشهای زیاد افت می‌کند. در کرنشهای خیلی زیادتر، تنش به تدریج ثابت می‌شود. معنی این پدیده این است که بین دو فرآیند سخت شدن کرنشی و نرم شدن حرارتی تعادل ایجاد می‌شود. بررسی نمونه‌های تبرید شده از این ناحیه نشان می‌دهد که اندازه دانه‌ها مستقل از کرنش بوده، و فقط تابع نرخ کرنش و دماست^{۱۰}.

یکی از پیشرفتهای اخیر استفاده از پیچش گرم برای بدل سازی اندازه دانه‌ها حاصل از عملیات کارگرم است. این عملیات (مانند نورد گرم ورق یا میله و آهنگری گرم) شامل چند مرحله تغییر شکل در دمای بالا و تاباندن در دمای بالا بین مراحل تغییر شکل هستند.

10- Rossard & Blain(1958), Hardwick & Tegart(1961).

در نورد ورق به علت سرد شدن فلز بین دو عبور و افزایش مساحت، دما متغیر و تابع فاصله زمانی بین عبورهای متوالی است. بررسی تجربی مستقیم این فرآیندها دشوار است، اما آزمایشهای پیچش گرم با موفقیت برای بدلسازی نورد گرم ورق فولاد به کاررفته اند^{۱۱}. به دلیل ناهمگنی تغییر شکل در سطح مقطع، محاسبات کرنش و تنش برای لایه های سطحی صورت گرفته و نمونه های مورد آزمایش برای اندازه دانه ها به همین ناحیه محدود شده اند.

شکل پذیری فلزات و آلیاژها در پیچش گرم

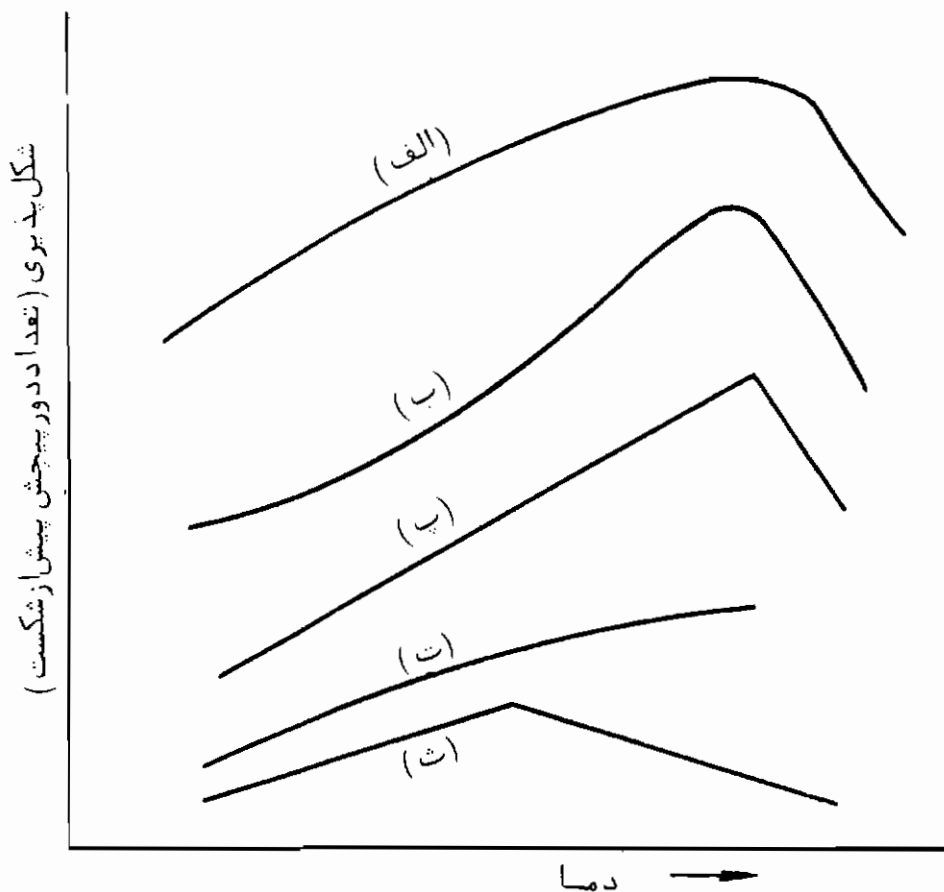
در سالهای اخیر پژوهشگران زیادی آزمایشهای پیچش گرم میله توپر در سرعت زیاد را برای تعیین کارپذیری مواد (خصوصاً مواد آهنی) به کار گرفته اند^{۱۲}. از آزمایش در یک محدوده دما تا دمای ذوب، منحنی شکل پذیری - دما به دست می آید که دارای یک نقطه حداکثر است (شکل ۸-۳). این نقطه متناظر به دمای سهینه برای سوراخ کردن گرم و فقط کمی بالاتر از دمای سهینه برای حدیده کاری گرم است. از این گذشته، در شرایط استاندارد می توان تعداد دوره های پیچیدن نمونه پیش از شکست را برای تعیین رفتار مواد در عملیات مختلف شکل دادن به کار گرفت. یعنی، می توان حداقل دوری که نمونه پیش از شکستن باید به پیچد تا برای یک فرآیند خاص (مثلاً حدیده کاری) مناسب باشد را براساس رابطه های تجربی مواد مناسب و نامناسب، تعیین کرد.

در یک نمونه با اندازه مشخص می توان از شکل پذیری برای مقایسه تأثیر برخی متغیرها بر خواص مکانیکی استفاده کرد. از این گذشته تغییرات شکل پذیری را می توان به تغییرات ساختاری مربوط کرد^{۱۳}. شکست نمونه های چندبلوره مسی، آلومینیومی و نیکلی در دماهای پایین تر، در نقطه حداکثر گشتاور صورت گرفته و دانه ها بشدت تغییر شکل می یابند و هیچ نشانه ای از تبلور مجدد یا چندوجهی شدن در آنها دیده نمی شود. لیکن در دماهای بالاتر تبلور مجدد (یا چندوجهی شدن) صورت گرفته و دانه های کرنش یافته به وسیله دانه های جدید (یا دانه های فرعی جدید) جایگزین می شوند که به نوبه خود می توانند موجب ادامه تغییر شکل شده و بین دو فرآیند سخت شدن کرنشی و نرم شدن حرارتی تعادل ایجاد کنند. این فرآیند باز یافت باعث افزایش چشمگیر در شکل پذیری می شود بطوری که منحنی شکل پذیری - دما در حوالی $T_m/6$ تغییر شیب از خود نشان می دهد.

11- Rossard & Blain (1962).

12- Hughes (1952), Rossard & Blain (1959), Erasmus (1964).

13- Hardwick & Tegart (1961), Reynolds & Tegart (1962).



شکل ۸-۳ شکل عمومی منحنیهای شکل‌پذیری دما برای مواد مختلف. (الف) کارپذیری گرم فوق‌العاده زیاد در محدوده وسیعی از دما. (ب) کارپذیری گرم مناسب ولی با محدودیت محدوده دمای کار. (پ) کار گرم دشوار است زیرا باید مواظب بود از حد لازم گرمتر نشود (ت) و (ث) کارپذیری گرم ضعیف به دلیل شکل‌پذیری نسبی کم.

این وابستگی شکل‌پذیری به دما، همراه با وابستگی آن به نرخ کرنش، پژوهشگران زیادی را به کوشش جهت یافتن رابطه شکل‌پذیری در بین پیچش گرم با دما و نرخ کرنش واداشته است. در تمام این موارد، تعداد دورهای پیچیدن نمونه پیش از شکست، معیار اساسی شکل‌پذیری فرض شده^{۱۴} ولی هیچ روند سیستماتیک برای این تغییرات ثابت نشده است. لیکن با در نظر گرفتن زمان لازم تا شکست (t_r) به عنوان معیار شکل‌پذیری، می‌توان نوعی رابطه سیستماتیک برقرار کرد^{۱۵}. اساس این رابطه، وجود تناسب معکوس بین t_r و نرخ

14- Robbins et al. (1962).

15- Tegart (1968).

گرنش خزش یکنواخت است^{۱۶}. با استفاده از تشابه بین خزش یکنواخت و کارگرم یکنواخت که قبلاً در فصل ۱ مورد بحث قرار گرفته است، می‌توان t_r در پیچش گرم را به نرخ گرنش و در نتیجه از طریق رابطه سینوس هایپربولیکی (۱-۶۰) به تنش مربوط کرد:

$$t_r = A''' (\sinh \alpha \sigma)^{-n'} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (۳-۳۲)$$

این رابطه در تنشهای پایین به شکل یک رابطه توانی خلاصه می‌شود.

$$t_r = A'' \sigma^{-n'} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (۳-۳۳)$$

و در تنشهای بالا به یک رابطه نمائی تبدیل می‌شود:

$$t_r = A^v \exp(-\beta' \sigma) \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (۳-۳۴)$$

این دو حالت قبلاً در فصل ۱ مورد بحث قرار گرفته است. مقادیر Q که به این روش محاسبه شوند با مقادیر محاسبه شده برای همان فلزات از طریق رابطه (۱-۶۰) هماهنگی دارند. در این مورد نیز می‌توان مشابه رابطه (۱-۶۱)، نوعی عامل "زمان لازم برای شکست" مستقل از دما به شکل زیر پیدا کرد:

$$z' = t_r \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) = A''' (\sinh \alpha \sigma)^{-n'} \quad (۳-۳۵)$$

به این ترتیب می‌توان ارقام مربوط به دماهای مختلف را روی یک منحنی نشان داد. علاوه بر این، می‌توان نتایج آزمایش شکست در اثر خزش را روی منحنی به دست آمده از آزمایشهای کارگرم پیاده کرد. این امر تاییدی بر رابطه نزدیک بین خزش و کارگرم است. همانند خزش، رابطه‌های (۳-۳۲)، (۳-۳۳) و (۳-۳۴) اطلاعاتی در مورد عوامل کنترل کننده جوانه زنی و رشد حفره‌های درون فلز در حین کارگرم به دست نمی‌دهند. البته این رابطه‌ها ثابت می‌کنند که جوانه زنی و رشد حفره‌ها رابطه نزدیکی با فرآیندهای تغییر شکل در عملیات کارگرم دارند. مکانیزمهای شکست در دماهای بالا در فصل ۷ مورد بحث قرار خواهند گرفت.

مقادیر شکل‌پذیری که از آزمایشهای پیچش گرم به دست می‌آیند به نحو چشمگیری اختلاف بین نحوه تغییر شکل فلزات با ساختارهای بلورین متفاوت را نشان می‌دهند. در نتیجه همانطور که در جدول ۲-۳ مشاهده می‌شود، برخلاف فلزات و آلیاژهای با ساختار f.c.c. و b.c.c. که شکل‌پذیری قابل توجهی در دماهای بالا از خود نشان می‌دهند، فلزات و آلیاژهای با ساختار h.c.p. شکل‌پذیری نسبتاً کمی دارند^{۱۷}. تغییر ساختار بلورین به صورت تغییر شکل‌پذیری جلوه می‌کند که می‌توان در تبدیل از ساختار α (b.c.c.) به γ (f.c.c.) در مورد آهن، و حتی بطور چشمگیرتر در تبدیل از ساختار α (h.c.p.) به β (b.c.c.) در مورد تیتانیم، مشاهده کرد.

جدول ۲-۳ شکل‌پذیری فلزات در پیچش گرم

فلز	ساختار	نرخ کرنش برشی در سطح (بر ثانیه)	دما (T/T_m)	تعداد دور پیچیدن تا شکست
روی	h.c.p.	۰/۱۳	۰/۷	۲
منیزیم	h.c.p.	۰/۱۳	۰/۷	۵
بریلیم	h.c.p.	۰/۰۹	۰/۷	۱/۴
تیتانیم	h.c.p.	۶	۰/۵۸	۹
آهن	b.c.c.	۶	۰/۶۰	۳۰۰۰
	b.c.c.	۰/۸۶	۰/۶۳	۶۰
آلومینیم	f.c.c.	۰/۸۶	۰/۶۷	۵
	f.c.c.	۰/۸۶	۰/۸	۴۰
	f.c.c.	۰/۸۶	۰/۷	۱۱۰
نیکل	f.c.c.	۰/۸۶	۰/۷	۵۰
مس	f.c.c.	۰/۸۶	۰/۷	۴۵
سرب	f.c.c.	۰/۸۶	۰/۷	۱۵۰

کتابها و مقالات پیشنهادی

- Jaoul, B. 1964. *Étude de la Plasticité et Application aux Métaux*. Paris: Dunod.
 Dieter, G. 1961. *Mechanical Metallurgy*. New York: McGraw-Hill.
 Sellars, C. M., and W. J. McG. Tegart (EDS.), 1968. *Deformation under Hot Working Conditions*. Publication 108. London: The Iron and Steel Institute.

مسایل

- ۱ یک قطعه مکعب شکل برنجی به ضلع ۴ اینچ با نیروی ۸۰۰۰۰ پوندی بریده می شود . اگر زاویه برش ۰/۰۵ درجه باشد ، ضریب برشی را معلوم کنید .
- ۲ ثابت کنید استحکام برشی ایده آل (σ_u) یعنی تنش لازم برای لغزش همزمان تمام اتمهای یک صفحه اتمی روی صفحه دیگر ، از رابطه :

$$\sigma_u = \frac{\mu b}{2\pi a}$$

- که در آن a و b به ترتیب فاصله عمودی و افقی صفحات اتمی است ، به دست می آید . (راهنمایی . به محاسبه استحکام کششی ایده آل در فصل ۷ مراجعه کنید) .
- ۳ یک میله فولادی نورد گرم شده به قطر ۱ اینچ و طول ۱۸ اینچ بین دو گیره ، در پیچش آزمایش شده است . گشتاور در نقطه تسلیم ۴۵۰۰ پوند-اینچ و زاویه پیچش ۲/۶ درجه بوده است . تنش تسلیم برشی و ضریب برشی را تعیین کنید . با توجه به نتایج زیر که از ادامه آزمایش به دست آمده است ، منحنی تنش برشی - کرنش برشی میله را رسم کنید .

گشتاور (پوند-اینچ)	زاویه پیچش (دور)	گشتاور (پوند-اینچ)	زاویه پیچش (دور)
۶۷۰۰	۰/۲۵	۱۰۶۰۰	۳/۰
۷۴۰۰	۰/۵۰	۱۱۰۰۰	۳/۷۵
۸۲۰۰	۰/۷۵	۱۱۴۰۰	۴/۵۰
۸۷۰۰	۱/۰۰	۱۱۸۰۰	۶/۰۰
۹۱۰۰	۱/۲۵	۱۲۴۰۰	۸/۰۰
۹۷۰۰	۱/۷۵	۱۲۶۰۰	۹/۵۰
۱۰۲۰۰	۲/۲۵	۱۲۸۰۰	۹/۷۵

- ۴ نتایج زیر از آزمایش پیچش روی نمونه های آلومینیم خالص به طول $1\frac{3}{8}$ و قطر $\frac{3}{8}$ اینچ در ۱۹۵ درجه سانتیگراد به دست آمده است .

سرعت پیچاندن (دور در دقیقه)	گشتاور (پوند-اینچ)	زاویه پیچش (دور)
۶۶	۸/۰	۰/۱
۶۶	۱۲/۴	۰/۲
۶۶	۲۴/۰	۰/۵
۶۶	۳۹/۰	۱/۰
۶۶	۵۳/۰	۲/۰
۶۶	۶۸/۵	۵/۰
۶۶	۷۶/۵	۱۰/۰
۱۰	۶۶/۰	۵/۰

مقادیر m و n را محاسبه کرده و با استفاده از رابطه های (۲۳-۳) و (۷-۳) منحنی

تنش برشی - کرنش برشی را رسم کنید . این منحنی را به منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی تبدیل کنید .

۵ برای تحقیق در زمینه اثر اندازه نمونه بر شکل پذیری در پیچش ، نمونه های آهن خالص با شکلهای هندسی مشابه با سرعت ۶۶ دور در دقیقه مورد آزمایش قرار گرفته و نتایج زیر به دست آمده است :

گشتاور (اینچ پوند)	قطر (اینچ)	طول (اینچ)	دما (°C)
۹/۸	۰/۱۸۸	۰/۷۵	۱۰۵۰
۲۲/۵	۰/۲۵	۱/۰۰	
۶۸/۰	۰/۳۷۵	۱/۵۰	
۷/۶	۰/۱۸۸	۰/۷۵	۱۱۵۰
۱۷/۵	۰/۲۵	۱/۰۰	
۴۸/۰	۰/۳۷۵	۱/۵۰	

رابطه (۲۳-۳) بین گشتاور و شعاع را امتحان کرده و با فرض اینکه n قابل چشم پوشی و مقدار m در ۱۰۵۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد به ترتیب ۰/۱۵ و ۰/۱۸ باشد ، مقدار σ_e را به ازاء این دو دما محاسبه کنید .

خواص کشسان فلزات و آلیاژهای

تک بلوره و چند بلوره

در فصلهای ۱، ۲ و ۳ با مفهوم کشسانی در رابطه با رفتار فلزات خالص چند بلوره در تنشهای کششی، فشاری، برشی و پیچشی آشنا شدیم. در این فصل این مبحث را به سیستمهای پیچیده تر تنش گسترش داده و تاثیر ناهمگنی بلورین بر خواص کشسانی را بررسی خواهیم کرد. در این فصل و فصلهای بعدی فرض بر این است که خواننده با اصول ساختار بلورین و اصطلاحات بلورشناسی آشناست. خوانندگانی که چنین اطلاعاتی ندارند می توانند به کتابهای درسی این رشته مراجعه کنند^۱

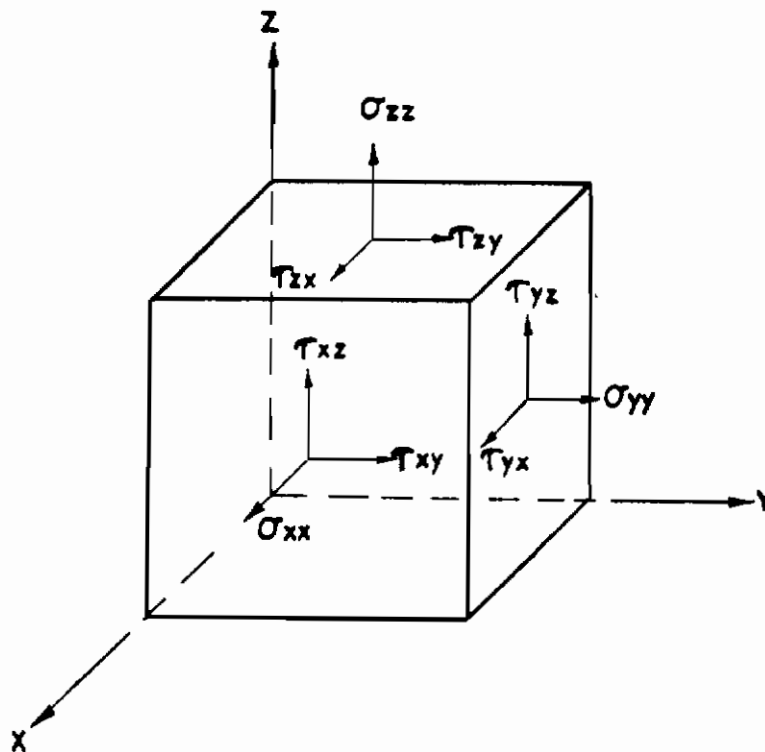
مؤلفه های تنش

تنش وارد بر یک المان سطحی یک جسم جامد عموماً "عمود بر سطح اثر نمی کند بلکه همانند حالتی که در کشش تک محوری مورد بحث قرار گرفت، دارای مؤلفه های عمود و مماس بر سطح است.

اگر جسم مورد نظر را در یک دستگاه مختصات متعامد 0_x ، 0_y و 0_z در نظر بگیریم و تنشهای موجود در سه صفحه عمود بر این سه محور را که از نقطه P می گذرند بررسی کنیم (شکل ۱-۴)، نه مؤلفه تنش به شرح زیر خواهیم داشت:

$$\begin{array}{ccc} \sigma_{xx}, & \sigma_{yy}, & \sigma_{zz} \\ \tau_{xy}, & \tau_{yz}, & \tau_{zx} \\ \tau_{yx}, & \tau_{zy}, & \tau_{xz} \end{array}$$

1- Barrett (1952), Cohen (1966).



شکل ۱-۴ مولفه‌های تنش که حالت کلی تنش در یک نقطه را نشان می‌دهند.

حرف اول پانویس بیانگر صفحه‌ای است که تنش در آن اثر می‌کند، و حرف دوم نمایشگر جهت اثر آن است. سه مؤلفه اول تنشهای کششی (یا فشاری) هستند و سه مؤلفه مستقل را تشکیل می‌دهند. شش مؤلفه بعدی تنشهای برشی هستند، و همانطور که در فصل ۳ گفته شده، نیروهای برشی باید در حال تعادل باشند تا هیچگونه گشتاوری بر المان وارد نشود. یعنی، $\tau_{xy} = \tau_{yx}$ ، $\tau_{xz} = \tau_{zx}$ ، $\tau_{yz} = \tau_{zy}$ ، وجود دارد. بنابراین در مجموع فقط شش مؤلفه مستقل تنش وجود دارند.

برای هر سیستم تنش همواره می‌توان دستگاه مختصات جدیدی تعریف کرد که محورهای آن بر صفحات عمود باشند که در آنها تنش محوری حداکثر اثر کرده و تنش برشی وجود ندارد. این صفحات، صفحات اصلی، و تنشهای عمود بر آنها (p_1, p_2, p_3) تنشهای اصلی خوانده می‌شوند. طبق قرارداد، p_1 بزرگترین تنش اصلی از نظر مقدار جبری و p_3 کوچکترین تنش از لحاظ مقدار جبری است. محورهای جدید مختصات محورهای اصلی نام دارند و فقط در شرایط خاصی از بارگذاری یا تغییر شکل، بر محورهای عمومی شکل ۱-۴ منطبق می‌شوند. در بیشتر موارد لازم است تنشهای یک دستگاه به دستگاه دیگر تبدیل شوند البته رابطه‌های مناسبی برای این منظور وجود دارند.

تنش برشی حداکثر برابر بانصاف اختلاف تنش محوری حداکثر و حداقل یعنی $p_1 - p_3$ است و در صفحه نیمسار صفحات اثر p_1 و p_3 برور می‌کند. این کمیت در میحت تئوریهای تسلیم در اثر تنشهای مرکب، حائز اهمیت است.

مؤلفه‌های کرنش

اگر نقطه‌ای از جسم به مختصات x, y, z به اندازه (u, v, w) جابجا شود، مختصات جدید آن $x + u, y + v, z + w$ خواهد بود. المان کوچکی به طول δr در نقطه (x, y, z) و در جهت l, m, n را در نظر بگیرید. مختصات ابتدا و انتهای این المان x, y, z و $(x + l \delta r, y + m \delta r, z + n \delta r)$ هستند، و پس از اعمال تنش بر جسم به نقاط $(x + l \delta r + u + \delta u, y + m \delta r + v + \delta v, z + n \delta r + w + \delta w)$ منتقل می‌شوند. حال اگر طول جدید المان $\delta r'$ باشد، داریم:

$$\begin{aligned} (\delta r')^2 &= (l \delta r + \delta u)^2 + (m \delta r + \delta v)^2 + (n \delta r + \delta w)^2 \\ &= \sum_{l,m,n} \left(l \delta r + \frac{\partial u}{\partial x} \delta x + \frac{\partial u}{\partial y} \delta y + \frac{\partial u}{\partial z} \delta z \right)^2 \\ &= \sum_{l,m,n} (\delta r)^2 \left\{ l \left(1 + \frac{\partial u}{\partial x} \right) + m \frac{\partial u}{\partial y} + n \frac{\partial u}{\partial z} \right\}^2. \end{aligned} \quad \text{یعنی:}$$

$$\left(\frac{\delta r'}{\delta r} \right)^2 = \sum_{l,m,n} \left(l^2 + 2l^2 \frac{\partial u}{\partial x} + 2lm \frac{\partial u}{\partial y} + 2ln \frac{\partial u}{\partial z} \right). \quad (4-1)$$

از آنجا که با تغییر شکل‌های بسیار کوچک سروکار داریم، از تمامی جمله‌های مربع چشم‌پوشی کرده، از جمع تمام جمله‌های رابطه بالا نتیجه، زیر حاصل می‌شود:

$$\begin{aligned} \left(\frac{\delta r'}{\delta r} \right)^2 &= 1 + 2 \left[\left(l^2 \frac{\partial u}{\partial x} + m^2 \frac{\partial u}{\partial y} + n^2 \frac{\partial u}{\partial z} \right) + mn \left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} \right) \right. \\ &\quad \left. + nl \left(\frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z} \right) + lm \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right) \right] \end{aligned} \quad (4-2)$$

حال با جذرگرفتن از عبارت فوق و بسط جمله سمت راست آن طبق بسط دو جمله‌ای، می‌توان نسبت $\delta r'/\delta r$ را پیدا کرد:

$$\begin{aligned} \frac{\delta r'}{\delta r} &= 1 + \left[\left(l^2 \frac{\partial u}{\partial x} + m^2 \frac{\partial v}{\partial y} + n^2 \frac{\partial w}{\partial z} \right) + mn \left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} \right) \right. \\ &\quad \left. + nl \left(\frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z} \right) + lm \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right) \right] \end{aligned} \quad (4-3)$$

طبق رابطه (۵-۱)، کرنش قراردادی المان در جهت (l, m, n) عبارت است از:

$$e = \frac{\delta r' - \delta r}{\delta r} = \frac{\delta r'}{\delta r} - 1$$

$$= l^2 \frac{\partial u}{\partial x} + m^2 \frac{\partial v}{\partial y} + n^2 \frac{\partial w}{\partial z} + mn \left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} \right)$$

$$+ nl \left(\frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z} \right) + lm \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right) \quad (4-4)$$

این رابطه، کرنش قراردادی را بر حسب شش تابع تغییر مکان، یعنی:

$$\frac{\partial u}{\partial x}, \frac{\partial v}{\partial y}, \frac{\partial w}{\partial z}$$

و

$$\frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial w}{\partial y}, \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z}, \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z}$$

به دست می‌دهد. از آنجا که کرنش یک المان به موازات محور x برابر با $l = 1, m = n = 0$ است، در نتیجه:

$$e_{xx} = \frac{\partial u}{\partial x} \quad (5-4 \text{ الف})$$

می‌توان تعبیر فیزیکی سه عبارت اول را ارائه داد. معنی رابطه (۵-۴ الف) این است که e_{xx} بیانگر کرنش کششی (یا فشاری) در جهت x است. به همین ترتیب.

$$e_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y} \quad (5-4 \text{ ب})$$

و

$$e_{zz} = \frac{\partial w}{\partial z} \quad (5-4 \text{ پ})$$

به ترتیب بیانگر کرنشهای کششی (یا فشاری) در جهات y و z هستند.

برای ارائه تعبیر فیزیکی در مورد کمیت‌های دیگر ابتدا حالتی را در نظر می‌گیریم که تمام حمله‌ها به استثنای عبارت مربوط به $(\partial w / \partial y + \partial v / \partial z)$ ، صفر باشند. یعنی کرنش برابر است با:

$$e_{yz} = mn \left(\frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z} \right) \quad (4-6)$$

تغییر مکان رئوس یک مکعب تحت اثر این کرنش (شکل ۲-۴) را در نظر بگیرید. نقطه G به مختصات $(x = 0, y = 1, z = 0)$ ، و همچنین تمام نقاط واقع بر خط BG تغییر مکان قائم پیدا می‌کنند. نقطه F به مختصات $(x = 0, y = 1, z = 1)$ و همچنین تمام نقاط واقع بر خط CF تغییر مکان قائم و همچنین در جهت y تغییر مکان پیدا می‌کند. و بالاخره نقطه E به مختصات $(x = 0, y = 0, z = 1)$ و همچنین تمام نقاط واقع بر خط DE تغییر مکان افقی پیدا می‌کنند. این تغییر مکانها موجب اعوجاج مکعب می‌شوند، و روشن است که این اعوجاج از دو کرنش برشی در دو صفحه به موازات جهات y و z تشکیل شده است. کرنش e_{yz} را می‌توان به صورت زیر نوشت:

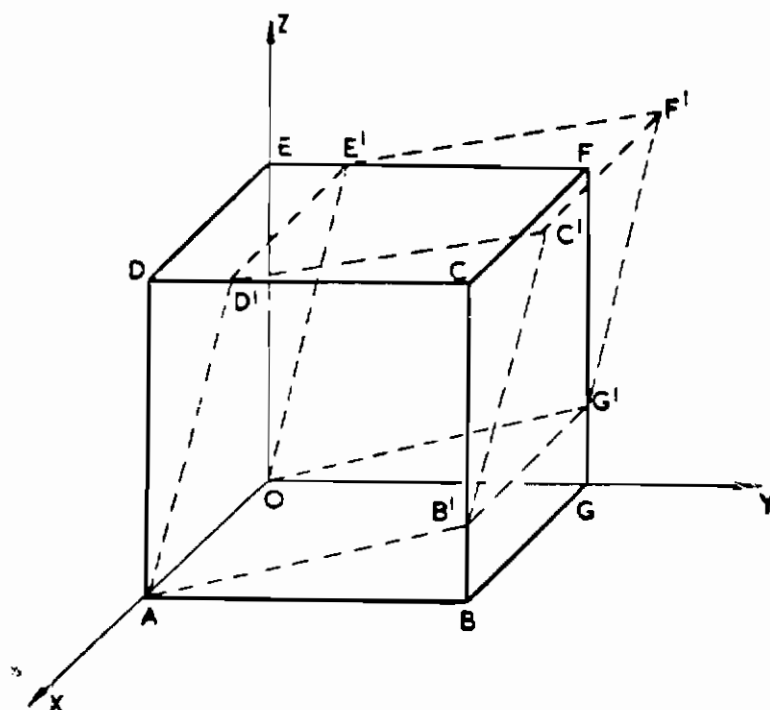
$$\gamma_{yz} = \left(\frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z} \right) \quad (۲-۴ الف)$$

به همین ترتیب.

$$\gamma_{zx} = \left(\frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z} \right) \quad (۲-۴ ب)$$

و

$$\gamma_{xy} = \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right) \quad (۲-۴ پ)$$



شکل ۲-۴ حابه جایی کشسان یک المان مکعبی در اثر ترکیب دو تنش برشی.

شش کرنشی که در اینجا تعریف شده‌اند بیانگر تمام کرنشهای مستقل هستند. انواع دیگر کرنش به شکل‌های $(\partial v/\partial x - \partial u/\partial y)$ ، $(\partial u/\partial z - \partial w/\partial x)$ ، $(\partial w/\partial y - \partial v/\partial z)$ نیز امکان وجود دارند، لیکن این کرنشها بیانگر چرخش یک جسم صلب هستند و کرنشهای درون المان را بیان نمی‌کنند.

هنگام تبدیل کرنش از یک دستگاه مختصات به دستگاه دیگر ممکن است مشکلاتی بروز کند، لذا در این‌گونه موارد معمولاً از تعریف کرنش به شکل تانسوری استفاده می‌شود (تانسور کرنش). در این حالت مؤلفه‌های کرنش به صورت $\gamma_{yz}/2$ ، $\gamma_{zx}/2$ ، $\gamma_{xy}/2$ تعریف می‌شوند. با این تعریف می‌توان کمیت‌های e_{xx} ، e_{yy} ، e_{zz} ، $\gamma_{yz}/2$ ، $\gamma_{zx}/2$ و $\gamma_{xy}/2$ را به عنوان جمله‌های یک تانسور مرتبه ۲ در تبدیلات به کار برد.

شکل تعمیم یافته قانون هوک

در بخشهای قبلی معلوم شد که تنش تک محوری توسط ضریب کشسانی به کرنش تک محوری مربوط می‌شود. این رابطه ساده‌ترین شکل قانون هوک است، یعنی:

$$\sigma_{xx} = E e_{xx}$$

یا

$$e_{xx} = \frac{1}{E} \sigma_{xx} \quad (4-8)$$

بر اساس قانون تعمیم یافته هوک، کرنش در امتداد هر محور اصلی یک قطعه تحت تأثیر یک سیستم عمومی تنش، حاصل جمع کرنش در اثر تنش در امتداد همان محور و کرنشهای دیگر حاصل از تنشهای موجود در امتداد دو محور اصلی دیگر است. در نتیجه در حالت کششی به دلیل کرنشهای حاصل از انقباض شعاعی:

$$e_{xx} = \frac{1}{E} \sigma_{xx} - \frac{\nu}{E} \sigma_{yy} - \frac{\nu}{E} \sigma_{zz} \quad (4-9)$$

می‌شود. در حالت کلی لازم است کرنش حاصل از تنشهای برشی و همچنین اثر غیرایزوتروپی (مثلاً تغییرات خواص کشسانی در جهات مختلف) نیز در نظر گرفته شود.

بنابراین می‌توان شکل کاملاً عمومی قانون هوک را به صورت رابطه‌هایی خطی بیس

شش مؤلفه تنش و شش مؤلفه کرنش به شکل زیر نوشت:

$$\begin{aligned}
 e_{xx} &= \delta_{11}\sigma_{xx} + \delta_{12}\sigma_{yy} + \delta_{13}\sigma_{zz} + \delta_{14}\tau_{yz} + \delta_{15}\tau_{zx} + \delta_{16}\tau_{xy} \\
 e_{yy} &= \delta_{21}\sigma_{xx} + \delta_{22}\sigma_{yy} + \delta_{23}\sigma_{zz} + \delta_{24}\tau_{yz} + \delta_{25}\tau_{zx} + \delta_{26}\tau_{xy} \\
 e_{zz} &= \delta_{31}\sigma_{xx} + \delta_{32}\sigma_{yy} + \delta_{33}\sigma_{zz} + \delta_{34}\tau_{yz} + \delta_{35}\tau_{zx} + \delta_{36}\tau_{xy} \quad (10-4) \\
 e_{xy} &= \delta_{41}\sigma_{xx} + \delta_{42}\sigma_{yy} + \delta_{43}\sigma_{zz} + \delta_{44}\tau_{yz} + \delta_{45}\tau_{zx} + \delta_{46}\tau_{xy} \\
 e_{yz} &= \delta_{51}\sigma_{xx} + \delta_{52}\sigma_{yy} + \delta_{53}\sigma_{zz} + \delta_{54}\tau_{yz} + \delta_{55}\tau_{zx} + \delta_{56}\tau_{xy} \\
 e_{zx} &= \delta_{61}\sigma_{xx} + \delta_{62}\sigma_{yy} + \delta_{63}\sigma_{zz} + \delta_{64}\tau_{yz} + \delta_{65}\tau_{zx} + \delta_{66}\tau_{xy}
 \end{aligned}$$

ثابت‌های $\delta_{11}, \delta_{12}, \dots, \delta_{66}$ و ضرایب تغییر شکل‌پذیری کشسان خوانده می‌شوند. بر اساس این رابطه‌ها تنش برشی می‌تواند در یک بلور غیر ایزوتروپ از نظر کشسانی، کرنش خطی به وجود آورد.

به همین ترتیب مؤلفه‌های تنش، توابع خطی مؤلفه‌های کرنش هستند، یعنی:

$$\begin{aligned}
 \sigma_{xx} &= c_{11}e_{xx} + c_{12}e_{yy} + c_{13}e_{zz} + c_{14}\gamma_{yz} + c_{15}\gamma_{zx} + c_{16}\gamma_{xy} \\
 \sigma_{yy} &= c_{21}e_{xx} + c_{22}e_{yy} + c_{23}e_{zz} + c_{24}\gamma_{yz} + c_{25}\gamma_{zx} + c_{26}\gamma_{xy} \\
 \sigma_{zz} &= c_{31}e_{xx} + c_{32}e_{yy} + c_{33}e_{zz} + c_{34}\gamma_{yz} + c_{35}\gamma_{zx} + c_{36}\gamma_{xy} \\
 \tau_{yz} &= c_{41}e_{xx} + c_{42}e_{yy} + c_{43}e_{zz} + c_{44}\gamma_{yz} + c_{45}\gamma_{zx} + c_{46}\gamma_{xy} \\
 \tau_{zx} &= c_{51}e_{xx} + c_{52}e_{yy} + c_{53}e_{zz} + c_{54}\gamma_{yz} + c_{55}\gamma_{zx} + c_{56}\gamma_{xy} \\
 \tau_{xy} &= c_{61}e_{xx} + c_{62}e_{yy} + c_{63}e_{zz} + c_{64}\gamma_{yz} + c_{65}\gamma_{zx} + c_{66}\gamma_{xy}
 \end{aligned}$$

ثابت‌های $c_{11}, c_{12}, \dots, c_{66}$ و ضرایب سخت‌پایی کشسان نام دارند. بنابراین برای محاسبه تنش بر حسب کرنش در کلی‌ترین حالت لازم است شش مؤلفه کرنش و سی‌وشش ضریب سخت‌پایی کشسان معلوم باشند. خوشبختانه به علت تقارن تعداد ضرایب لازم تا اندازه زیادی کاهش می‌یابد. مثلاً ضرایبی که پانویسهای نامساوی دارند در صورت معکوس شدن ترتیب پانویسها باهم برابر خواهند بود. یعنی:

$$\delta_{ij} = \delta_{ji}, \quad c_{ij} = c_{ji}.$$

بنابراین حتی در بلورهای با حداقل تقارن (تری‌کلینیک)، تعداد ضرایب مستقل به بیست و یک ضریب کاهش می‌یابد که معمولاً به شکل ماتریس نوشته می‌شوند:

$$c_{ij} = \begin{matrix}
 c_{11} & c_{12} & c_{13} & c_{14} & c_{15} & c_{16} \\
 c_{12} & c_{22} & c_{23} & c_{24} & c_{25} & c_{26} \\
 c_{13} & c_{23} & c_{33} & c_{34} & c_{35} & c_{36} \\
 c_{14} & c_{24} & c_{34} & c_{44} & c_{45} & c_{46} \\
 c_{15} & c_{25} & c_{35} & c_{45} & c_{55} & c_{56} \\
 c_{16} & c_{26} & c_{36} & c_{46} & c_{56} & c_{66}
 \end{matrix}$$

در شبکه بلورین فلزات معمولی موضوع بازهم ساده‌تر می‌شود، زیرا بسیاری از بیست و یک ضریب کشسانی با یکدیگر برابر یا مساوی صفر هستند. ساده‌ترین حالت مربوط به سه شبکه

بلورینی است که از همه متقارنتر است. از شبکه‌های مکعبی فقط سه ضریب غیر صفر متفاوت وجود دارد و در شبکه‌های منشوری به شرط آنکه در صورت غیر ایزوتروپ بودن بلور، محورهای آن بر محورهای z ، y و x (یا محورهای a و c بر محورهای y و x منطبق شوند)، تعداد ضرایب غیر صفر، پنج است. در نتیجه، ماتریس ضرایب سخت پایی کشسان برای بلورهای مکعبی به شکل.

$$c_{ij} = \begin{pmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{12} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{11} & c_{12} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{12} & c_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_{44} \end{pmatrix}$$

و برای بلورهای منشوری به شکل.

$$c_{ij} = \begin{pmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{11} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ c_{13} & c_{13} & c_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(c_{11} - c_{12}) \end{pmatrix}$$

نوشته می‌شود. این آرایش در مورد ضرایب تغییر شکل پذیری کشسان نیز درست است. مقادیر این ضرایب برای برخی فلزات در جدول ۱-۴ آمده است. به جز در مواردی که دمای خاصی ذکر شده است، بقیه ارقام مربوط به دمای اتاق هستند.

در مورد بلورهای مکعبی بهتر است از ضرایب لامه^۳، یعنی μ و λ استفاده گردد. این ضرایب به صورت زیر تعریف می‌شوند:

$$\lambda = c_{12}, \quad \mu = c_{44}, \quad \lambda + 2\mu = c_{11}$$

بنابراین در حالت کشش تک محوری می‌توان نوشت:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= (\lambda + 2\mu)e_{xx} + \lambda(e_{yy} + e_{zz}) \\ 0 &= (\lambda + 2\mu)e_{yy} + \lambda(e_{xx} + e_{zz}) \\ 0 &= (\lambda + 2\mu)e_{zz} + \lambda(e_{xx} + e_{yy}) \end{aligned} \quad (4-12)$$

جدول (۱-۴) ضرایب سخت پایی و تغییر شکل پذیری فلزات

سیستم مکعبی

Metal	c_{11}	c_{12}	c_{44}	s_{11}	s_{12}	s_{44}	Temperature
آلومینیم	10.82	6.13	2.85	1.57	-0.57	3.51	
مس	16.84	12.14	7.54	1.50	-0.63	1.33	
زرمیم	12.89	4.83	7.61	0.98	-0.27	1.49	
طلا	18.60	15.70	4.20	2.33	-1.07	2.38	
آهن	23.70	14.10	11.60	0.80	-0.28	0.86	
سرب	4.66	3.92	1.44	9.28	-4.24	6.94	
لیتم	1.48	1.25	1.08	29.50	-13.5	9.26	78°K
مولیبدن	46.00	17.60	11.00	0.28	-0.08	0.91	
نیکل	24.65	14.73	12.47	0.73	-0.27	0.80	
پتاسیم	0.46	0.37	0.26	82.30	-37.00	38.00	83°K
سلیسیم	16.57	6.39	7.96	0.77	-0.21	1.26	
نقره	12.40	9.34	4.61	2.29	-0.98	2.17	
سدیم	0.60	0.46	0.59	48.61	-21.00	17.10	90°K
توریم	7.53	4.89	4.78	2.72	-1.07	2.09	
تنگستن	50.10	19.80	15.14	0.26	-0.07	0.66	

سیستم منشوری

Metal	c_{11}	c_{12}	c_{13}	c_{33}	c_{44}	s_{11}	s_{12}	s_{13}	s_{33}	s_{44}
کادمیم	12.10	4.81	4.42	5.13	1.85	1.23	-0.15	-0.93	3.55	5.40
کالت	30.70	16.50	10.30	35.81	7.53	0.47	-0.23	-0.07	0.32	1.32
منیزیم	5.97	2.62	2.17	6.17	1.64	2.20	-0.79	-0.50	1.97	6.10
روی	16.10	3.42	5.01	6.10	3.83	0.84	0.05	-0.73	2.84	2.61

سیستم تتراگونال

Metal	c_{11}	c_{12}	c_{13}	c_{33}	c_{44}	c_{66}	s_{11}	s_{12}	s_{13}	s_{33}	s_{44}	s_{66}
ایریدیم	4.45	3.95	4.05	4.44	0.66	1.22	14.94	-5.06	-9.02	18.70	15.27	8.20
طلح	7.35	2.34	2.80	8.70	2.20	2.27	1.63	-0.36	-0.41	1.41	4.54	4.42

سیستم رومبوهدرال

Metal	c_{11}	c_{12}	c_{13}	c_{14}	c_{33}	c_{44}	s_{11}	s_{12}	s_{13}	s_{14}	s_{33}	s_{44}
آنتیمون	7.92	2.48	2.61	1.05	4.27	2.85	1.77	-0.38	-0.85	-0.80	3.38	4.10
سیمون	6.28	3.50	2.11	-0.42	4.40	1.08	2.69	-1.40	-0.62	1.60	2.87	10.48
جیوه	3.60	2.89	3.03	0.50	5.05	1.29	15.40	-11.90	-2.10	-10.00	4.50	15.10

(83°K)

(سخت پایی بر حسب 10^{11} دین و سانتیمتر مربع و تغییر شکل پذیری بر حسب 10^{-12} سانتی متر مربع بر دین) نقل از ،Heurmon, 1946.

از حل این سه معادله مقادیر e_{xx} ، e_{yy} ، e_{zz} و e_{xx} به شرح زیر به دست می آیند:

$$e_{xx} = \frac{\lambda + \mu}{\mu(3\lambda + 2\mu)} \sigma_{xx} \quad \text{و} \quad e_{yy} = e_{zz} = -\frac{\lambda}{2\mu(3\lambda + 2\mu)} \sigma_{xx} \quad (4-13)$$

ضریب یانگ E با نسبت σ_{xx}/e_{xx} بصورت:

$$E = \frac{\mu(3\lambda + 2\mu)}{\lambda + \mu} \quad (4-14)$$

و ضریب پواسن (ν) با نسبت $-e_{yy}/e_{xx}$ بصورت:

$$\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)} \quad (4-15)$$

بیان می شوند. طبق تعریف، ضریب حجمی K نسبت فشار وارد بر قطعه (P) به کرنش حجمی یا تغییر حجم (Δ) آن تحت فشار هیدرواستاتیک یکنواخت است. در این شرایط.

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{zz} = -P \quad \text{و} \quad \tau_{yz} = \tau_{zx} = \tau_{xy} = 0.$$

در نتیجه: $e_{xx} = e_{yy} = e_{zz} = -P/(3\lambda + 2\mu)$ تغییر حجم از رابطه زیر محاسبه می شود.

$$-(e_{xx} + e_{yy} + e_{zz}) = -\Delta.$$

بنابراین.

$$K = \frac{P}{\Delta} = \lambda + \frac{2\mu}{3}.$$

بالاخره، ضریب برشی یا صلابت μ و برابر با نسبت بین تنش برشی و کرنش برشی است. جدول ۲-۴ رابطه های مختلف برای محاسبه هر کدام از این متغیرها را بر حسب ضرایب لامه به دست می دهد. این نتایج برای هر نوع ماده ایزوتروپ (مثلاً جامدات چندبلوره حاصل از استقرار بی نظم دانه هایی که خود از نظر کشسانی غیر ایزوتروپ هستند) صادق است. مقادیر متعارف ν ، μ ، E و K برای اکثر فلزات در جدول ۳-۴ فهرست شده است.

در حالت کلی E و μ با جهت بلورین تغییر می کنند. مثلاً در مورد شبکه های مکعبی:

$$\left. \begin{aligned} \frac{1}{E} &= \left[s_{11} - 2\left(s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2} s_{44} \right) \right] (\alpha^2 \beta^2 + \beta^2 \gamma^2 + \gamma^2 \alpha^2) \\ \frac{1}{\mu} &= \left[s_{44} + 4\left(s_{11} - s_{12} - \frac{1}{2} s_{44} \right) \right] (\alpha^2 \beta^2 + \beta^2 \gamma^2 + \gamma^2 \alpha^2) \end{aligned} \right\} (4-17)$$

جدول ۲-۴ رابطه بین ضریب حجمی (K)، ضریب کشسانی (E)، ضریب برشی (μ) و ضریب پواسان (ν) جامدات ایزوتروپ

کمیت مجهول	کمیت معلوم				
	K, E	K, μ	K, ν	E, μ	E, ν
K				$\frac{E}{3(3\mu - E)}$	$\frac{E}{3(1 - 2\nu)}$
E		$\frac{9K\mu}{(3K + \mu)}$	$3K(1 - 2\nu)$	$\frac{2}{3}\mu \left(\frac{1 + \nu}{(1 - 2\nu)} \right)$	$2\mu(1 + \nu)$
G	$\frac{3KE}{(9K - E)}$		$\frac{3}{2}K \frac{(1 - 2\nu)}{(1 + \nu)}$		$\frac{E}{2(1 + \nu)}$
ν	$\frac{1}{2} - \frac{E}{5K}$	$\frac{1}{2} \left(\frac{3K - 2\mu}{3K + \mu} \right)$		$\frac{E}{2\mu} - 1$	

به جز در چند مورد استثنایی ν برای فلزات بین ۰/۲۵ تا ۰/۴۵ است. اگر این دو مقدار را حدود نهایی ν در نظر بگیریم، حدود K و μ بر حسب E بر اساس رابطه‌های بالا از این قرار است:

$$0.66E \leq K \leq 3.5E$$

$$0.34E \leq \mu \leq 0.40E.$$

با فرض $\nu = 0/۳۳$ به عنوان یک مقدار میانگین، دورابطه مفید زیر به دست می‌آیند

$$K \simeq E$$

$$\mu \simeq \frac{1}{3} E.$$

در این رابطه‌ها α ، β و ν کسینوسهای هادی جهات محورهای تنش نسبت به محورهای مکعب هستند. اگر E_{100} ، E_{111} و μ_{100} معلوم باشند، مقادیر K و E برای هرجهت دیگر را می‌توان محاسبه کرد. در نتیجه با اندازه‌گیری μ و E یک ماده بلورین با طرز استقرار مشخص می‌توان مجموعه ضرایب کشان آن را تعیین کرد. مقادیر تجربی μ_{100} ، E_{111} و E_{100} در جدول ۴-۴ آمده است. در مورد شبکه‌های بلورین دیگر رابطه‌هایی نظیر رابطه‌های (۱۷-۴) وجود دارند

بعلاوه ارقام جدول ۴-۴ نشان می‌دهند که علیرغم این واقعیت که در آزمایشهای استاتیکی ضریب کشان هم دما و در آزمایشهای دینامیکی ضرایب کشان بی‌دررو تعیین می‌شوند، اختلاف بین ضرایب حاصل از دو روش غالباً بسیار کم است.

جدول ۳-۴ ضرایب حجمی (K)، کشسانی (E)، برشی (μ) و پواسان (ν) فلزات خالص چندبلوره در دمای ۲۰ سانتیگراد

<i>Metal</i>	K (kg·mm ²)	E (kg/mm ²)	μ (kg·mm ²)	ν
Li	1.39×10^3	1.17×10^3	0.43×10^3	0.36
Na	0.83	0.91	0.35	0.32
K	0.41	0.36	0.13	0.35
Be	12.8	31.6	15.0	0.05
Mg	3.39	4.52	1.77	0.28*
Al	7.46	7.19	2.72	0.34
Ti	12.6	10.8	4.06	0.34
Zr	9.15	9.75	3.68	0.33
Hf	11.2	14.1	5.40	0.30*
V	16.5	13.0	4.76	0.36
Nb	16.7	10.6	3.73	0.38
Ta	21.1	18.8	7.00	0.35
Cr	19.4	24.0	9.00	0.30
Mo	28.0	34.7	12.2	0.30
W	31.9	39.6	15.1	0.29
Mn	12.7	20.2	7.80	0.24*
Fe	17.2	21.7	8.47	0.28
Co	18.7	20.4	7.63	0.31
Ni	18.7	20.5	7.85	0.31
Cu	14.0	12.5	4.64	0.34
Ag	10.2	8.05	2.94	0.38
Au	17.5	8.02	2.82	0.42
Zn	6.17	9.40	3.79	0.29
Cd	4.85	6.35	2.46	0.30
In	4.45	1.07	0.38	0.46*
Tl	3.71	0.81	0.28	0.46*
Si	32.2	11.5	4.05	0.44*
Ge	7.11	10.1	4.00	0.28
Sn	5.20	5.54	2.08	0.33
Pb	4.22	1.66	0.57	0.44
Sb	4.00	5.60	2.04	0.28*
Bi	3.60	3.48	1.31	0.33

جدول ۴-۴ ضرایب کشسانی و برشی فلزات خالص تک بلور مکعبی (به نقل از Fine. 1952)

فلز	E_{100} (kg/mm ²)	E_{111} (kg/mm ²)	μ_{100} (kg/mm ²)	تعداد تقریبی (cps)
آلومینم	6.41×10^3	7.74×10^3	2.90×10^3	3×10^3
آلومینم	5.79	7.74	2.90	1×10^7
مس	6.84	21.0	7.67	3×10^3
مس	6.82	21.0	7.70	1×10^7
آهن	13.2	27.7	11.3	استاتیک
آهن	13.15	27.1	11.3	3×10^4
سرب	1.10	3.96	1.47	استاتیک
سرب	1.11	3.96	1.47	3×10^3
تنگستن	40.2	40.0	15.5	استاتیک
تنگستن	39.7	39.9	15.5	1
ژرمنیم	10.5	15.9	6.81	6×10^4
ژرمنیم	10.5	15.9	6.84	1×10^7

محاسبه خواص کشسان مواد چند بلوره از ارقام مربوط به ماده تک بلور

مسئله پیش‌بینی ضرایب کشسان مواد چند بلوره از ارقام مربوط به حالت تک بلور آنها هم از نظر تجربی و هم از لحاظ نظری پیچیده است. تهیه نمونه واقعی ایزوتروپ آسان نیست، زیرا بیشتر روشهای تهیه نمونه به گونه‌ای جهت دار هستند. پودر فشرده شده و مواد تفحوشی شده تحت فشار غالباً ایزوتروپ هستند، ولی چگالی آنها از چگالی تک بلورشان کمتر است و این واقعیت در ضرایب کشسان آنها مشهود است. از لحاظ نظری یافتن توافق بین فرض کرنش موضعی یکنواخت (ویت^۴) یا تنش موضعی یکنواخت (رئوس^۵) دشوار است. رابطه‌های نظری در دو حالت مورد بحث از این قرارند:

میانگین‌های ویت .

$$\left. \begin{aligned} K_v &= \frac{1}{3}(F+2G) \\ \mu_v &= \frac{1}{5}(F-G+3H) \\ E_v &= \frac{(E-G+3H)(F+2G)}{(2F+3G+H)} \end{aligned} \right\} \quad (4-18)$$

در اینجا:

$$F = \frac{1}{3}(c_{11} + c_{22} + c_{33})$$

$$G = \frac{1}{3}(c_{12} + c_{13} + c_{23})$$

$$H = \frac{1}{3}(c_{11} + c_{22} + c_{33})$$

میانگین‌های رئوس:

$$\left. \begin{aligned} (K_R)^{-1} &= 3(F' + 2G') \\ (\mu_R)^{-1} &= \frac{1}{3}(4F' - 4G' + 3H') \\ (E_R)^{-1} &= \frac{1}{3}(3F' + 2G' + H') \end{aligned} \right\} \quad (4-19)$$

در اینجا:

$$F' = \frac{1}{3}(s_{11} + s_{22} + s_{33})$$

$$G' = \frac{1}{3}(s_{12} + s_{13} + s_{23})$$

$$H' = \frac{1}{3}(s_{44} + s_{55} + s_{66})$$

در جدول ۴-۵ میانگینهای ویت و رئوس برای چهار ماده مکعبی با مقادیر تجربی جدول ۴-۳ مقایسه شده‌اند. در مواردی که تک‌بلور تقریباً از نظر کشسانی ایروتروپ است (مثلاً آلومینیم) این دو حد کاملاً بهم نزدیک می‌شوند.

جدول ۴-۵ مقایسه میانگینهای رئوس و ویت با ارقام تجربی (نقل از Huntington, 1958)

(واحد تمامی ارقام درج‌شده در جدول 10^3 kg/mm^2 است)

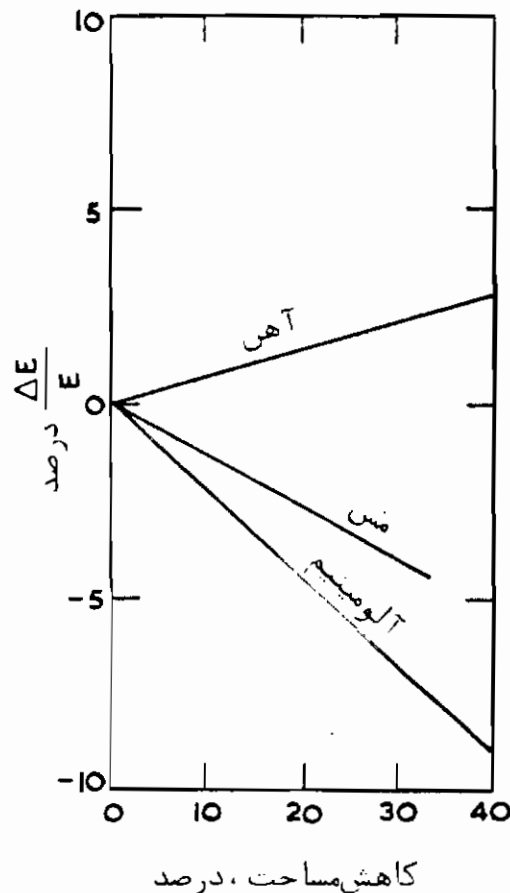
فلز	R	V	تجربی	E_R	E_V	تجربی
آلومینیم	۲/۶۵	۲/۶۵	۲/۷۲	۷/۲۴	۷/۲۴	۷/۱۹
مس	۴/۰۸	۵/۵۱	۴/۶۴	۱۱/۱	۱۴/۷	۱۲/۵
طلا	۲/۴۵	۳/۱۶	۲/۸۲	۷/۰۴	۸/۸۸	۸/۰۲
آهن	۷/۵۵	۹/۰۸	۸/۴۷	۱۹/۷	۲۳/۴	۲۱/۷

ماهیت ساختمان دانه‌ای تا حدی مشخص می‌کند که برای هر نمونه خاص باید از کدام

میانگن ماکروسکپی استفاده شود. مثلاً "میانگن رئوس دقیقاً" بیانگر وضعیت کشش یک محوری نمونه‌ای است که از لایه‌های تک بلور در جهت عمود بر محور تنش تشکیل شده است. ربراً تنش در جنس نمونه‌ای یکسواحت است. به همین ترتیب میانگین ویت دقیقاً وضعیت کسبس تک محوری نمونه‌ای را بیان می‌کند که از رشته‌های تک بلور به موازات محور تنش تشکیل شده باشد، ربراً در این صورت تمام رشته‌ها در معرض کرنش یکسان هستند. میانگیمهای ماکروسکپی آرایشهای بی نظم تر در حوالی حد وسط میانگینهای رئوس و ویت قرار می‌گیرند.

عوامل مؤثر بر ضرایب کشسان

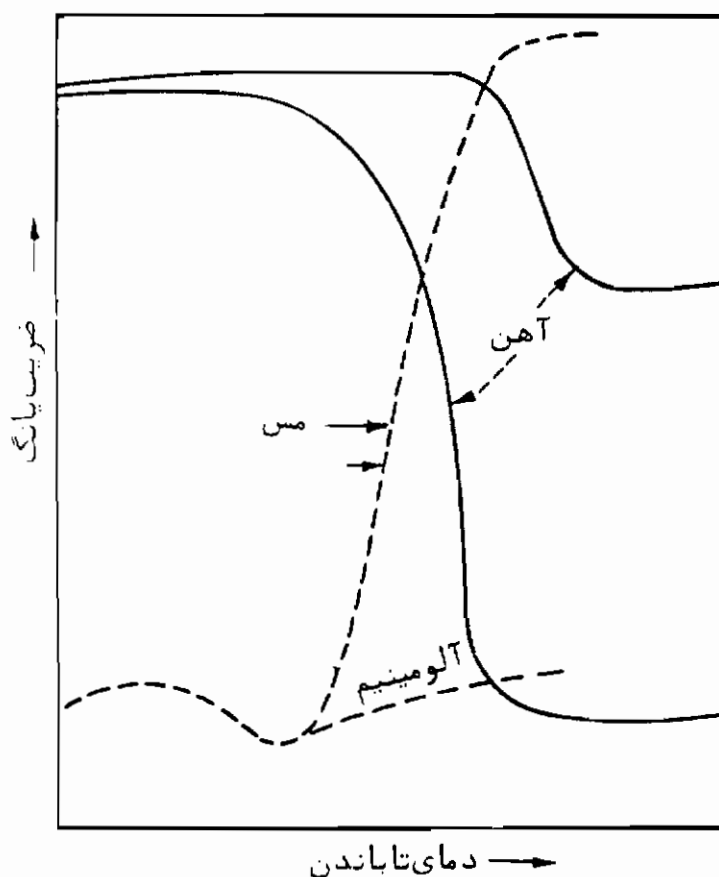
یکی از خواص مکانیکی که کمترین حساسیت به ساختار ماده را دارد، خاصیت کشسانی است، زیرا تابع سروهای پیونداتی است. البته در برخی شرایط ممکن است تغییرات چشمگیری بروز کند. بیشتر نتایج تجربی مربوط به تغییرات ضریب یانگ (E) است، لیکن از آنجا که تمام ضرایب کشسان باهم رابطه دارند، می‌توان تغییرات مشابهی را در تمام آنها انتظار داشت.



شکل ۳-۴ تغییرات ضریب یانگ (E) در اثر آهن‌گیری سرد M. E. Fine

اثرات کار سرد تا اندازه‌ای پیچیده است و بر حسب فلز مورد نظر تغییر می‌کند. مثلاً" کار سرد موجب کاهش ضریب کشسانی (E) مس و آلیاژهای آن، نقره و آلومینیم می‌شود^۶، در حالیکه ضریب کشسانی (E) آهن را افزایش می‌دهد^۷. احتمالاً" کاهش E در مورد اول به دلیل ایجاد کرنشهای جامانده و افزایش چگالی نابجایی، و افزایش آن در مورد آهن به علت کاهش ممانعت مغناطیسی در روش آزمایش دینامیکی است. تغییرات ضریب کشسانی مس، آلومینیم و آهن بر حسب درصد کاهش مساحت مقطع در اثر تغییر شکل طی فرآیند آهنگری سرد در شکل ۳-۴ مشاهده می‌شود

اثرات عمل تاباندن بر این سه فلز در شکل ۴-۴ نمایش داده شده است. در این مورد نیز رفتار آهن با رفتار دو فلز دیگر تفاوت دارد. نتایج مشابه در مورد مس و آلیاژهای آن به دست آمده است^۸.



شکل ۴-۴ نمایش تغییرات ضریب یانگ (E) در اثر تاباندن پس از آهنگری

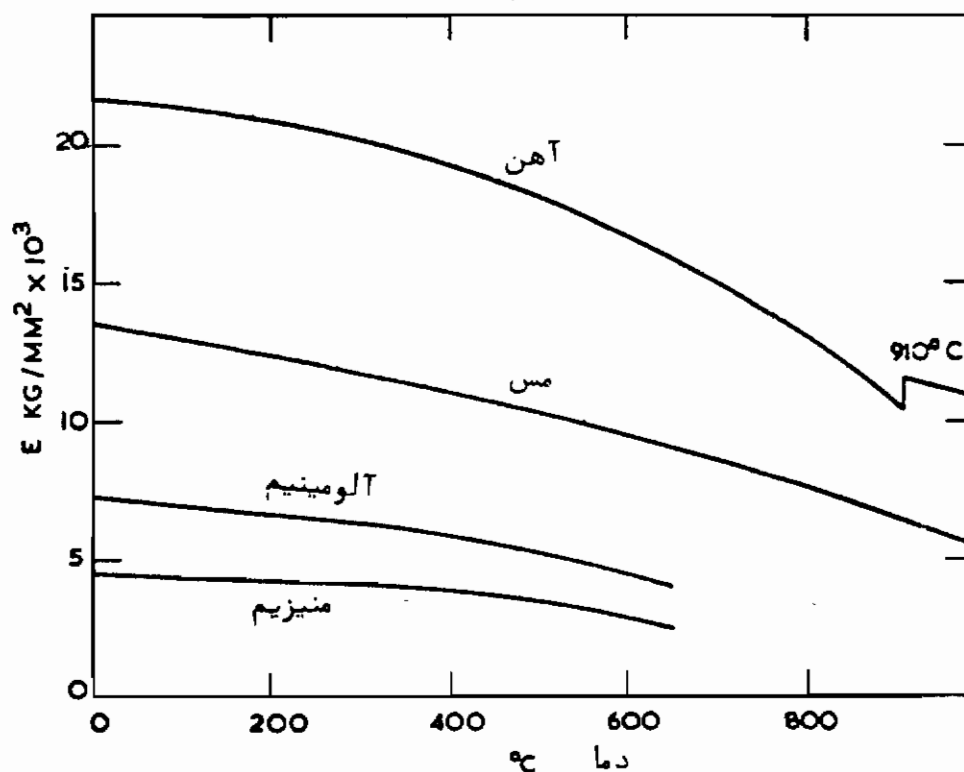
سرد M.E. Fine

6-Fine & Kenney (1952), Bradfield & Pursey (1953).

7- Fine & Kenny (1952).

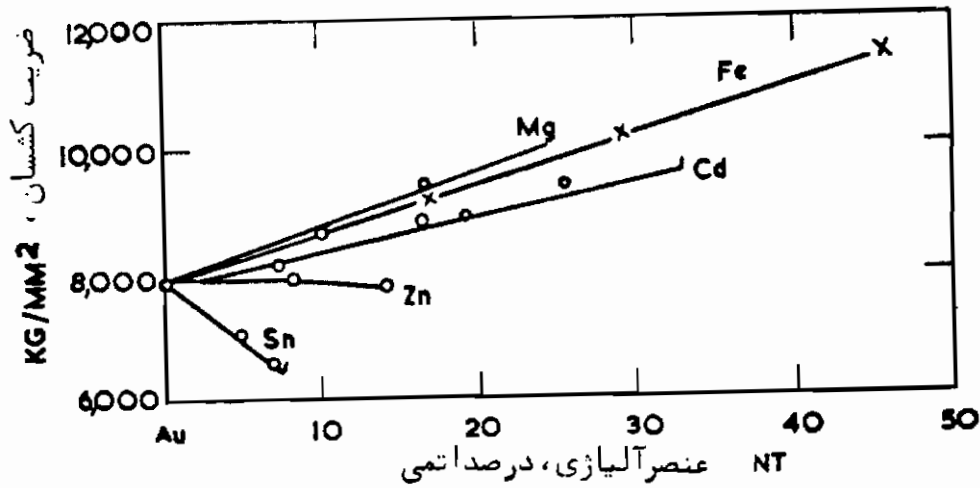
8- Bradfield & Pursey (1953).

نظر به اینکه نیروهای پیوند اتمی با دما کاهش می‌یابند، بطوری که در شکل ۴-۵ مشاهده می‌شود، E (و همچنین μ) نیز کاهش پیدا می‌کنند. اگر در اثر افزایش دما نوعی تغییر ساختار لورین به شکل تبدیل ساختار در فلز خالص، یا واکنش مرتب-نامرتب (تبدیل فاز) در آلیاژها پدید آید، E (و μ) می‌توانند بصورت ناپیوسته تغییر کنند. این امر در مورد آهن در شکل ۴-۵ مشاهده می‌شود.



شکل ۴-۵ تغییرات ضریب کشسانی چند فلز خالص بر حسب دما

آلیاژ کردن، نیروی پیوند اتمی را تغییر می‌دهد و می‌تواند موجب کاهش یا افزایش E در مقایسه با فلز حلال شود. ارقام مربوط به طلا در شکل ۴-۶ نمایشگر این امر است. کاهش یا افزایش E به‌مردو عامل نسبت اندازه اتمهای حلال و حل‌شونده و انرژیهای پیوندشان سنگی دارد.



شکل ۴-۶ تأثیر عناصر آلیاژی بر ضریب کشسانی طلا

کتابها و مقالات پیشنهادی

- Hearmon, R. F. S. 1946. *Rev. Mod. Phys.*, 18, 409.
- Hearmon, R. F. S. 1956. *Adv. Phys.*, 5, 323.
- Hearmon, R. F. S. 1961. *An Introduction to Applied Anisotropic Elasticity*. London: Oxford University Press.
- Huntington, H. B. 1958. *Solid State Physics*, vol. 7. New York: Academic Press, p. 213.
- Love, A. E. H. 1944. *Mathematical Theory of Elasticity*. New York: Dover Publications.
- Nye, J. F. 1957. *Physical Properties of Crystals*. London: Oxford University Press.

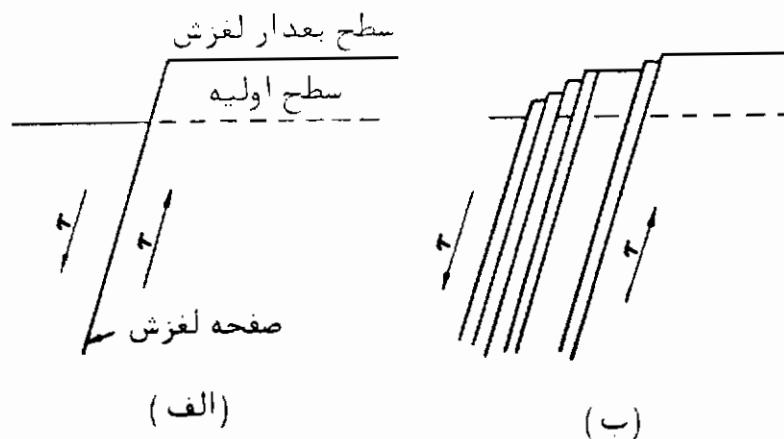
مسائل

- ۱ یکی از معیارهای درجه غیر ایزوتروپی بلورهای مکعبی نسبت $c_{44}/\frac{1}{2}(c_{11} - c_{12})$ است. ضریب c_{44} بیانگر مقاومت یکوجه مکعب در مقابل برش در امتداد دایال آن، $\frac{1}{2}(c_{11} - c_{12})$ معیار مقاومت برشی در یک صفحه {۱۱۱} در امتداد جهت $\langle 110 \rangle$ است. درجه غیر ایزوتروپی فلزات مکعبی جدول ۱-۴ را محاسبه کنید آیا رابطه‌ای بین ایزوتروپی کشسان و بروز نوعی تبدیل بدون دخالت فرآیند نفوذ در این فلزات وجود دارد؟
- ۲ نمونه‌هایی به طول ۲۵ و عرض ۵/۵ سانتیمتر را از ورقه‌های ۲۵/۵ سانتیمتری آهن نرم تیتانیم و آلومینیم بریده‌ایم. جابجاییهای کشسان حاصل در این نمونه‌ها را در حالت‌های زیر مقایسه کنید:
 - (الف) بارگذاری کششی تحت اثر نیروی ۱ کیلوگرم و طول قسمت مورد آزمایش نمونه ۲۰ سانتیمتر، (ب) بارگذاری خمشی تحت اثر نیروی ۱ کیلوگرم وارد بر وسط دو تکیه‌گاه به فاصله ۲۰ سانتیمتر از یکدیگر. معنای نتایجی که بدست آورده‌اید در رابطه با طراحی سخت‌پایی حداکثر بازا و وزن حداقل، چیست؟
- ۳ یک بلور مکعبی تحت کشش در امتداد [۱۰۰] قرار گرفته است. رابطه‌هایی برای ضرایب یانگ و پواسان بر حسب ضرایب تغییر شکل پذیری یا سخت‌پایی کشسان بیابید.
- ۴ ورقه مسی با بافت مکعبی تحت زاویه‌های مختلف نسبت به جهت نورد، بریده شده است. با محاسبه تغییرات ضریب یانگ این ورقه‌ها بر حسب زاویه برش هر کدام نسبت به جهت نورد، تاثیر استقرار جهتی بر خواص کشسان را بررسی کنید (راهنمایی: برای مطالعه جزئیات مربوط به بافت، به فصل ۶ رجوع کنید). نتیجه را با نتیجه محاسبات ماده چند بلوره با استقرار نامنظم مقایسه کنید.
- ۵ ضریب یانگ و ضریب برشی بلور آهن در جهات [۱۱۲] و [۱۲۳] را محاسبه کنید.

۵ خواص مومسانی تک بلورها

تغییر شکل در اثر لغزش

بلورشناسی لغزش. رفتار یک تک بلور به دقت تهیه شده را تحت اثر بارکشی فراینده در نظر بگیرید. بررسی دقیق سطح بلور پس از گذر از رفتار کشسان به رفتار مومسان، نشان می‌دهد که مجموعه خطوطی (متناظر به پله‌هایی روی سطح) روی آن پدید آمده‌اند. این خطوط تغییر شکل یا خطوط لغزش، متناظر به لغزش صفحات بلورین مجاور روی یکدیگر در اثر تنش وارده هستند. الگوی کلاسیک لغزش بصورت ترسیمی در شکل ۱-۵ (الف) نمایش داده شده است. مطابق این شکل، صفحات اتمی در اثر تنش برشی وارده به اندازه چند فاصله اتمی (مضرب صحیحی فاصله اتمی) روی یکدیگر می‌لغزند و یک پله روی سطح نمونه درست می‌کنند. اگر سطح نمونه مجدداً پرداخت شود تا پله از بین برود، خط لغزش از بین رفته و تک‌بلور همچنان تک‌بلور می‌ماند. تا مدتها عقیده بر این بود که لغزش به یک تک صفحه محدود است، لیکن مشاهدات در درشتنماییهای بالاتر نشان داده است که لغزشهای کوچک در تعداد زیادی صفحات نزدیک هم صورت گرفته و ساختاری مانند شکل ۱-۵ (ب) به وجود می‌آید. در واقع، مشاهدات با میکروسکپ الکترونی عبوری نشان داده است که لغزش در مقیاس اتمی ممکن است در حد چشمگیری از صفحه لغزش ماکروسکوپی منحرف شود. از جمله این انحرافات لغزش در صفحات دیگری است که قسمتی از خطوط نابجایی در اثر لغزش متقاطع (خصوصاً در فلزات b.c.c. و f.c.c.) را در بردارند. در بحث قسمت بعد فرض بر این است که مطابق مشاهدات تجربی، مقدار لغزش در صفحه لغزش ماکروسکوپی تعیین کننده است.



شکل ۵-۱ نمایش ترسیمی لغزش (الف) لغزش محدود به یک صفحه (ب) ساختار ظریف حقیقی باریکه لغزش

عموماً "مطالعه" خطوط لغزش روی نمونه‌های تغییر شکل یافته انجام شده است، و در نتیجه غالباً پیش از بررسی خطوط لغزش نیرو از روی نمونه برداشته می‌شود. البته در این شرایط نمی‌توان فرآیندهای دینامیکی لغزش را بررسی کرد و در نتیجه لغزش یک حرکت ناگهانی فرض می‌شده است. در سالهای اخیر پژوهشگران مختلف به کمک عکسبرداری سریع نشان داده‌اند با اینکه سرعت حرکت خطوط لغزش فوق‌العاده زیاد است، نوارهای لغزش بتدریج تشکیل می‌شوند^۱.

اگر طرز استقرار بلور نسبت به محور کشش معلوم باشد، می‌توان با روشهای هندسی یا تصویرسازی سه‌بعدی، صفحه و جهت لغزش را تعیین کرد^۲.

همانگونه که از نتایج تجربی جدول ۵-۱ مشاهده می‌شود، لغزش در صفحات خاصی از بلور آسانتر از صفحات دیگر صورت می‌گیرد.

جدول ۵-۱ دستگاههای گزارش شده لغزش در دمای اتاق

ساختار	صفحات و جهات			
f.c.c.	$\langle 110 \rangle$	$\{111\}$		
b.c.c.	$\langle 111 \rangle$	$\{110\}$	$\{112\}$	$\{123\}$
منشوری	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{0001\}$	$\{10\bar{1}1\}$	$\{10\bar{1}0\}$
	$\langle 11\bar{2}3 \rangle$	$\{11\bar{2}2\}$		
ارتورومبیک	$\langle 100 \rangle$	$\{010\}$	$\langle 110 \rangle$	$\{110\}$

1- Maddin & Chen (1954)

2- Boas & Schmid, 1950., Maddin & Chen, (1954).

غالبا "صفحه لغزش پرتراکم ترین صفحه" اتمی (صفحه با بیشترین چگالی اتمی) وجهت لغزش فشرده‌ترین جهت در آن صفحه است. یک مورد استثنایی جیوه (متلور) ساختار رومبوهدرال) با دستگاه لغزش $\{11\bar{1}\}$ $\langle 11\bar{1}0 \rangle$ است که در آن جهت لغزش فشرده‌ترین جهت نیست^۳. از آنجاکه در هر ساختار بلورین، پرتراکم ترین صفحات اتمی، پر فاصله‌ترین صفحات آن ساختار نیز هستند، معمولا "مقاومت در مقابل لغزش در این دسته" صفحات از هر دسته صفحات دیگر کمتر است. چگالی اتمی صفحات مختلف سه‌نوع ساختار در جدول ۲-۵ آمده است. در اینجا a_0 ثابت شبکه، ساختارهای مکعبی (b.c.c. و f.c.c.)، و c/a نسبت بین اضلاع شبکه منشوری است.

جدول ۲-۵ چگالی اتمی صفحات بلورین

فاصله بین صفحات	چگالی اتمی (اتم در واحد سطح)	صفحه	ساختار
$\frac{a_0}{\sqrt{3}}$	$\frac{4}{\sqrt{3}a_0^2}$	هشت‌وجهی $\{111\}$	f.c.c.
$\frac{a_0}{2}$	$\frac{2}{a_0^2}$	مکعب $\{100\}$	
$\frac{a_0}{2\sqrt{2}}$	$\frac{2}{\sqrt{2}a_0^2}$	دوازده‌وجهی $\{110\}$	
$\frac{a_0}{\sqrt{2}}$	$\frac{2}{\sqrt{2}a_0^2}$	دوازده‌وجهی $\{110\}$	b.c.c.
$\frac{a_0}{2}$	$\frac{1}{a_0^2}$	مکعب $\{100\}$	
$\frac{a_0}{2\sqrt{3}}$	$\frac{1}{\sqrt{3}a_0^2}$	هشت‌وجهی $\{111\}$	
c	$\frac{2}{a^2\sqrt{3}}$	قاعده $\{0001\}$	منشوری
$\frac{a\sqrt{3}}{2}$	$\frac{2}{ac}$	منشوری $\{10\bar{1}0\}$	
$\frac{ac\sqrt{3}}{(3a^2 + 4c^2)^{1/2}}$	$\frac{4}{a(3a^2 + 4c^2)^{1/2}}$	هرمی $\{10\bar{1}1\}$	

مواد با ساختار بلورین f.c.c. تابع قاعده^۴ عمومی هستند. هرچند در شرایط خاصی ممکن است لغزش در صفحات خانواده {100} نیز صورت گیرد. بعنوان مثال لغزش آلومینیم در دماهای بالا^۴، آلیاژهای آلومینیم - مس^۵، و مس در بارگذاری ضربه‌ای^۶ جزء این موارد استثنائی هستند.

در مورد جهت لغزش <111> برای شبکه‌های b.c.c. که فشرده‌ترین جهت در این ساختار است، اتفاق نظر وجود دارد، لیکن در مورد صفحه لغزش توافق عقیده به وجود نیامده است. همانگونه که در جدول ۱-۵ مشاهده می‌شود، طی سالها صفحات مختلفی به عنوان صفحه لغزش گزارش شده‌اند. در تمام این صفحات اتمی جهت <111> وجود دارد، لیکن ماهیت موج لغزش در فلزات b.c.c. اندازه‌گیری دقیق را دشوار می‌سازد. به عقیده برخی پژوهشگران^۷ بررسیهای دقیق نشان می‌دهد که لغزش در صفحات {110} صورت می‌گیرد، لیکن در وضعیت خاصی از استقرار، لغزش "دوگانه" بروز کرده و موجب پدیدار شدن خطوط لغزش موج می‌گردد که به نظر می‌رسد در صفحات {112} قرار گرفته باشند. به عقیده گروهی دیگر^۸ صفحه لغزش صفحه‌ای است که دارای بیشترین تنش برشی باشد، و در نتیجه چنین صفحه‌ای شاخصهای پا برجا ندارد. لیکن شکل هندسی شبکه b.c.c. به گونه‌ایست که تحت بسیاری از شرایط استقرار، بیشترین تنش برشی در یکی یا ترکیبی از صفحات {110}، {112} یا {123} به وجود می‌آید و منجر به نتیجه‌گیریهای فوق می‌شود. گفته شده است که صفحه لغزش فعال تابع دماست و عقیده بر این است که در دماهای کمتر از $T_m/4$ ، صفحات {112}، در دمای $T_m/4$ تا $T_m/2$ صفحات {110} و در دماهای بالاتر صفحات {123} بر دیگر صفحات ترجیح دارند. در اینجا T_m دمای ذوب در مقیاس مطلق است. لیکن پژوهشهای اخیر روی فلزات مختلف b.c.c.^۹ نشان داده است که صفحات {110} از لحاظ لغزش در تمام دماها بر دیگر صفحات تقدم دارند، و مقدار لغزش صفحات {112} و {123} جزئی بوده و به دلیل سهولت لغزش متقابل در این صفحات است.

صفحات غیرقاعده ساختارهای h.c.p. چنین دار هستند و مفهوم چگالی اتمی در اس صفحات به دلیل کنگره‌ای بودن ردیف اتمهای هر صفحه، قدری مبهم است. حکالتهای تیت

4- Servi et al., (1952) 5- Beevers & Honeycombe, (1961).

6- De Angelis, (1964)

7- Chen & Maddin (1951); Dohi & Yamashita, (1958).

8- Vogel & Brick, (1953); Jaoul & Gonzalez, (1961).

9- Dohi, (1959); Schadler, (1960); Mordike, (1961), Harris, (1963).

شده در جدول ۲-۵ جمع تعداد اتمهای تصویر شده از یک صفحه چین دار روی یک سطح تخت هستند. در مورد فاصله بین صفحات در ساختار h.c.p. نیز ابهام وجود دارد، و فاصله‌های داده شده در جدول ۲-۵، فاصله‌های بین صفحات اتمی مشابه هستند. از آنجا که چگالی اتمی و فاصله بین صفحات غیرقاعده‌ای هر دو تابع نسبت c/a هستند، این دو متغیر بر حسب c/a تغییر می‌کنند، بطوریکه به از $c/a < 1/633$ (نسبت فشردگی ایده آل) این صفحات در مقایسه با صفحات قاعده پرتراکم تر و نزدیکتر می‌شوند. در نتیجه در مورد تیتانیم، زیرکیم و رنیم، لغزش در صفحات $\{10\bar{1}0\}$ آسانتر از صفحات قاعده‌است. یک مورد استثنایی این الگو برلیم ($c/a = 1/59$) است که بیشتر به خاطر لغزش در صفحات قاعده تغییر شکل می‌دهد. گفته شده است که نوعی اثر غیرایزوتروپی (به خاطر وجود ناخالصیها) ممکن است عامل چنین رفتاری باشد 1° ، لیکن پژوهشهای اخیر روی برلیم پالایشی ناحیه‌ای شده، نشان داده است که در این مورد نیز لغزش در صفحه قاعده حالت غالب است 1^1 ، و در نتیجه با عامل ساده‌ای مانند چگالی اتمی نمی‌توان رفتار فلزات با نسبت c/a پایین را کاملاً بیان کرد. در مواردی که $c/a > 1/633$ باشد، صفحه قاعده صفحه لغزش غالب است، که در فلزات روی، کادمیم و منیزیم مشاهده می‌شود. البته در مورد منیزیم ($c/a = 1/624$)، جهت لغزش صفحات قاعده $\{10\bar{1}0\}$ و غیرقاعده $\{10\bar{1}1\}$ و مشابه یکدیگر، یعنی $\{11\bar{2}0\}$ است. در مورد فلزات منیزیم، روی و کادمیم در شرایطی که به دلیل طرز استقرار، لغزش در صفحات غیرقاعده به وجود می‌آید. در این صورت دستگاه غالب لغزش برای منیزیم، $\{10\bar{1}0\} < \{11\bar{2}0\}$ 1^2 و برای روی 1^3 و کادمیم $1^4 < \{11\bar{2}3\}$ است. از این گذشته، ممکن است با تغییر دما یا آلیاژ کردن، لغزش در صفحات غیرقاعده فلزات روی، کادمیم و منیزیم، حالت غالب لغزش گردد. دانستن تعداد و ماهیت دستگاههای لغزش بلورها در درک خواص مومسان آنها اهمیت دارد، زیرا برای تغییر شکل کلی همگن بلور در اثر لغزش، وجود پنج دستگاه لغزش مستقل ضروری است 1^5 . لغزش در مقیاس زیاد (یا سریدن) در یک دستگاه لغزش منجر به جابجایی بخشی از بلور نسبت به بخش دیگر آن در اثر نوعی برش ساده می‌گردد. این نوع برش یکی از شش مؤلفه مستقل کرنش را معلوم می‌کند. از آنجا که سیلان مومسان بدون ایجاد تغییر در حجم بلور، صورت می‌گیرد، با استفاده از شرط: $e_{xx} + e_{yy} + e_{zz} = 0$ ، تعداد مؤلفه‌های مستقل به پنج کاهش می‌یابند. بنابراین برای ایجاد کرنش کلی کوچک و همگن بدون تغییر

10- Green & Sawkill, (1961). 11- levine et al, (1964).

12- Reed-Hill & Robertson, (1957). 13- Bell & Cahn, (1957).

14- Stoloff & Gensamer, (1962). 15- von Mises, (1928).

حجم ، به پنج دستگاه مستقل لغزش نیاز است . معیار استقلال دستگاه لغزش این است که تغییر شکل بلور در اثر عمل آن دستگاه را نتوان از ترکیب لغزش هیچکدام از دستگاههای دیگر به دست آورد .

این نتیجه فن میزس اخیراً " روی تعدادی ساختار بلورین ساده آزمایش شده است تا معلوم شود این ساختارها معمولاً دارای چند دستگاه لغزش مستقل هستند^{۱۶} . دستگاه معمولی لغزش فلزات با ساختار بلورین f.c.c. ، خانواده $\langle 110 \rangle$ {111} است که در آن دوازده دستگاه لغزش وجود دارد که از نظر فیزیکی باهم تفاوت دارند . از این تعداد فقط پنج دستگاه از هم مستقل هستند ، لیکن همین تعداد برای نتیجه گیری حالت کرنش کلی از بحث بالا کافی است . در مورد فلزات b.c.c. با دستگاه لغزش از خانواده $\langle 111 \rangle$ {110} وضعیت شبیه بلورهای f.c.c. است و کرنش کلی می تواند در اثر لغزش ایجاد شود .

وضعیت بلورهای منشوری پیچیده تر است . در خانواده دستگاههای لغزش $\langle 1120 \rangle$ {0001} تنها دو دستگاه لغزش مستقل و سه راه مختلف برای انتخاب آنها وجود دارد . بلور منشوری را نه می توان به موازات امتداد متعارف آن از دیاد طول داده و نه می توان زاویه بین محورهایش را تغییر داد . در خانواده دستگاههای لغزش $\langle 1120 \rangle$ {1010} فقط دو دستگاه لغزش مستقل وجود دارد و در این مورد نیز سه انتخاب مختلف امکان پذیر است . این دستگاههای لغزش ، از دیاد طول در امتداد دو محور بلورین واقع در صفحه قاعده و تغییر زاویه بین آنها را میسر می سازند . بنابراین بلوری که دو خانواده دستگاههای لغزش $\langle 1120 \rangle$ {0001} و $\langle 1120 \rangle$ {1010} را دارا باشد ، در صورت مربوط نبودن مکانیزمهای لغزش به یکدیگر ، چهار دستگاه مستقل لغزش دارد . در خانواده دستگاههای لغزش $\langle 1120 \rangle$ {1011} که از نظر فیزیکی ، شش دستگاه لغزش متفاوت وجود دارد ، فقط چهار دستگاه لغزش مستقل با نه راه انتخاب متفاوت یافت می شود . تغییر شکلهای قابل ایجاد به وسیله لغزش $\langle 1120 \rangle$ {1011} دقیقاً همان تغییر شکلهایی هستند که از عمل همزمان و مستقل دو خانواده $\langle 1120 \rangle$ {0001} و $\langle 1120 \rangle$ {1010} حاصل می شوند . در هیچ حالت ، از دیاد طول به موازات محور منشور امکان ندارد . در خانواده دستگاههای لغزش $\langle 1123 \rangle$ {1122} که شش دستگاه لغزش متفاوت از نظر فیزیکی دارند ، پنج دستگاه لغزش مستقل وجود دارد و بنابراین کرنش کلی امکان پذیر است . عمل یکی از دستگاههای این خانواده امکان از دیاد طول نمونه به موازات محور منشور را فراهم می سازد . تحلیل گروزو کلی^{۱۷} برای کرنشهای فوق العاده کوچک معتبر است ، ولی می توان با در نظر گرفتن مؤلفه های کرنش به صورت حاصل ضرب نرخهای کرنش در طول زمان فوق العاده کوتاه

این رابطه را برای کرنشهای زیاد حاصل از تغییر شکل مومسان نیز به کار گرفت. یک کاربرد بسیار مشخص این نتایج در بررسی تغییر شکل نمونه‌های چندبلوره است که در فصل ۶ مورد بحث بیشتر قرار خواهد گرفت.

تنش لازم برای لغزش

حد لغزش در یک تک‌بلور تابع اندازه تنشهای برشی حاصل از نیروهای خارجی و طرز استقرار بلور نسبت به این نیروهاست. این تغییرات را می‌توان با استفاده از مفهوم تنش برشی تجزیه شده بحرانی، شکل منطقی بخشید. براین اساس، لغزش هنگامی آغاز می‌گردد که تنش برشی در صفحه لغزش در جهت لغزش به یک مقدار بحرانی برسد^{۱۸}. برای محاسبه تنش برشی تجزیه شده در یک تک‌بلور در آزمایش کشش از همان روش تجزیه تنشها در میله تحت کشش استفاده می‌شود. اگر زاویه بین صفحه لغزش و محور کشش λ و زاویه بین جهت لغزش و محور کشش χ باشد، تنش برشی تجزیه شده:

$$\tau = \frac{P}{A} \sin \chi \cos \lambda. \quad (5-1)$$

پس از رسیدن تنش به حد بحرانی τ_c ، لغزش آغاز می‌شود. براساس مفهوم اشمید^{۱۹} استحکام تسلیم P/A متناسب با عکس حاصل ضرب $\sin \chi \cos \lambda$ است و می‌توان یک عامل جهت استقرار به صورت زیر تعریف کرد:

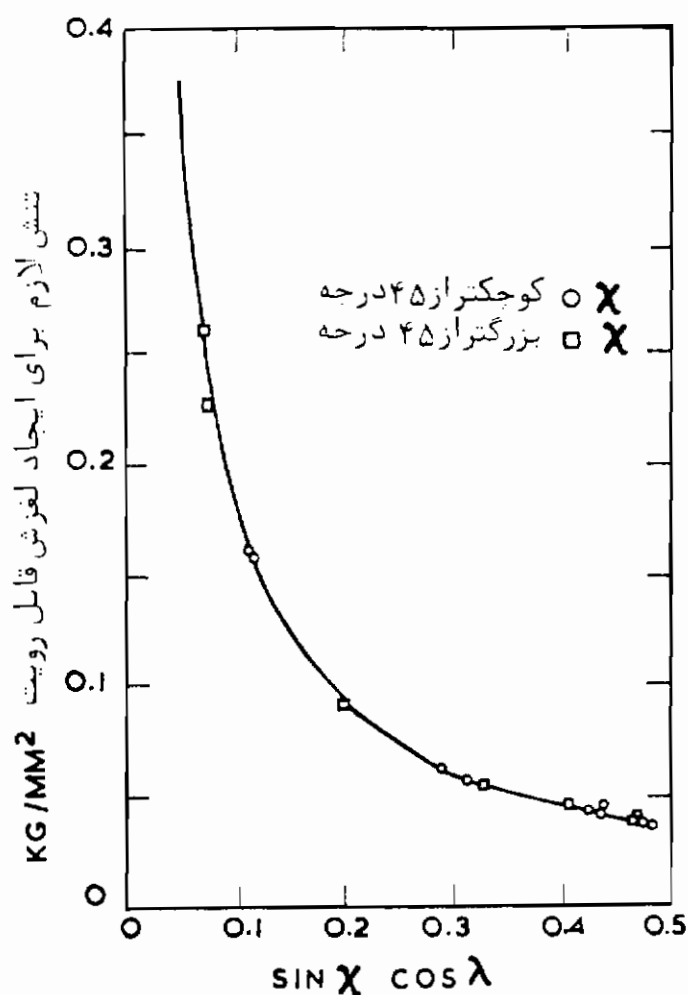
$$M = \frac{1}{\sin \chi \cos \lambda}$$

اعتبار این رابطه برای تک‌بلورهای منشوری که در اثر لغزش صفحه قاعده تغییر شکل می‌دهند ثابت شده است. به عنوان مثال نتیجه آزمایشهای ژیلسون^{۲۰} در مورد روی فوق‌العاده خالص (خالص تر از ۹۹/۹۹۹ درصد) در دمای اتاق در شکل ۲-۵ نمایش داده شده است. در اینجا مانگین تنش برشی بحرانی تجزیه شده ۰/۰۱۸۴ کیلوگرم بر میلیمتر مربع است. البته وضعیت ساختارهای f.c.c و b.c.c به این روشنی نیست، زیرا تقارن زیاد موجب

18- Schmid & Siebel, (1931). 19- Schmid

20- Jillson (1950).

بروز آنجان تعداد زیادی سیستمهای لغزش معادل می‌گردد که تنش برشی تجزیه شده در بر تنش برین صفحه، حداکثر به اندازه ۵ مضرب ۲ تغییر می‌کند. در واقع نتایج آزمایش‌بلورهای نکل می‌رسانند که τ_c در یک‌دمای خاص مستقل از جهت استقرار است. البته مقداری پراکندگی آماری در ارقام مشاهده می‌شود^{۲۱}. در مقابل پژوهشهای انجام شده روی بلورهای مسی بیانگر این امر هستند که τ_c در جهات نزدیک به مرکز مثلث ترسیم سه‌بعدی کوچکتر است^{۲۲}.



شکل ۲-۵ بستگی تنش لازم برای ایجاد لغزش قابل رویت در تک‌بلور روی در دمای اتاق بر حسب جهت استقرار. این منحنی بیانگر تغییرات تنش با فرض $\tau_c = 0.0184 \text{ kg/mm}^2$. (After Jillson, 1950.) است

قسمتی از این ابهام از تعریف دقیق تنش هنگام بروز لغزش سرچشمه گرفته است. در مواد چندبلوره انتقال از رفتار کشسان به رفتار مومسان عموماً با تغییر نسبتاً مشخص در رابطه

21- Haasen, (1958).

22- Andrade & Aboav, (1957).

نیرو - آردیاد طول، همراه است. البته بیش از این افعال، کرنش مومسان کوچک و تدریجی برور می‌کند. این کرنش مومسان حزیبی بنس از نسلم، در بلورهای نرم مشخص‌تر است. در سالهای اخیر بشرفتهای چشمگیری در زمینه اندازه‌گیری این‌گونه کرنشهای کوچک از طریق افزایش دقت دستگاههای اندازه‌گیری همچنین با مشاهده مسنقیم حرکت نابجاییها با استفاده از روش بررسی حفره‌های حکاکی، صورت گرفته است. به‌عنوان مثال، اولین انحراف از رفتار کشان در روی، در تنش 0.006 کیلوگرم بر میلیمتر مربع است^{۲۳}. در مورد مس نیز نابجاییها در سطح 0.004 کیلوگرم بر میلیمتر مربع شروع به حرکت می‌کنند و تکثیر آنها در تنشهای 0.015 تا 0.020 کیلوگرم بر میلیمتر مربع مشاهده شده است، در حالیکه تسلیم ماکروسکیپی تا تنشهای 0.035 تا 0.065 کیلوگرم بر میلیمتر مربع صورت نمی‌گیرد^{۲۴}.

با توجه به وجود این کرنشهای حزیبی، تعیین تنش مشخصی که به‌ازاء آن اولین لغزش صورت می‌گیرد، دشوار است و اخیراً پیشنهاد شده است که تنش تسلیم ماکروسکیپی که متناظر به حرکت تعداد زیادی نابجایی است، تنش تجزیه‌شده برای سریدن آسان (τ_R) خوانده شود^{۲۵}. این تنش را می‌توان به‌صورت قراردادی ولی بدون ابهام بر حسب تنش حاصل از برون‌یابی قسمت خطی منحنی تنش - کرنش، تا کرنش صفر، تعریف کرد (شکل ۱۷-۵). این پیشنهاد بسیار معقول است، زیرا کلمه "بحرانی" شروع تغییر شکل مومسان را می‌رساند در حالیکه کاملاً روشن است که تنش تسلیم ماکروسکیپی متناظر به چنین حالتی نمی‌باشد.

مقدار تنش تجزیه‌شده برای سریدن آسان به‌حد چشمگیری تابع درجه خلوص فلز و روش تهیه آن است، و این اعداد را باید بر مبنای مقایسه‌ای و نه‌طور مطلق مورد استفاده قرار داد. طی سالهای متمادی با افزایش امکان تهیه فلزات خالص‌تر مقادیر روبه‌کاهش گذاشته‌اند. به‌عنوان مثال، τ_R گزارش شده برای روی با درجه خلوص $99/96$ درصد، 0.096 کیلوگرم بر میلیمتر مربع^{۲۶} بوده است، در حالیکه بر اساس شکل ۲-۵ مقدار τ_R برای روی با درجه خلوص بالاتر از $99/999$ درصد 0.0184 کیلوگرم بر میلیمتر مربع است. با در نظر گرفتن پراکندگی احتمالی، آخرین مقادیر گزارش شده τ_R فلزات با درجه خلوص بالا در اثر لغزش در سیستمهای مختلف لغزش در نرخ کرنش پایین یکسان (10^{-4} بر ثانیه)، در جدول ۳-۵ آمده است. فلزات را می‌توان به دو گروه "نرم" و "سخت" تقسیم کرد. گروه نرم شامل فلزات h.c.p. با استقرار مناسب جهت لغزش در صفحات قاعده و بلورهای f.c.c. است. دسته سخت، فلزات h.c.p. با استقرار مناسب جهت لغزش در صفحات غیر قاعده و بلورهای b.c.c.

23- Roberts & Brown, (1960). 24- Young, (1963).

25- Kobbenaal, (1963). 26- Rosbaud & Schmid, (1925).

را شامل می‌شود. مقدار τ_R در تک‌بلورهای خوب در گروه نرم کمتر از ۱/۵ کیلوگرم بر میلی‌متر مربع، یعنی در حدود 10^{-5} μ و در مورد تک‌بلورهای گروه سخت مقدار آن از مرتبه ۱ کیلوگرم بر میلی‌متر مربع، یعنی در حدود 10^{-4} μ است.

نقاط تسلیم

بلورهای بسیار خالص فهرست شده در جدول ۳-۵ بصورت تدریجی تسلیم می‌شوند و انتقال از رفتار کشسان به مومسان نرم از خود نشان می‌دهند. لیکن در صورت وجود ناخالصی مخصوصاً در فلزات b.c.c. و تا اندازه کمتری در فلزات h.c.p.، تسلیم با کاهش نیرو و سپس از دیاد طول در نیروی ثابت و گسترش باریکه‌های لودرز (فصل ۱) همراه است. اینگونه افت تنش تسلیم را به مهارشدن خطوط نابجایی در اثر واکنش قوی با اتمهای ناخالصی، خصوصاً "اتمهای ناخالص بین‌نشین در مورد فلزات b.c.c. مربوط دانسته‌اند. گفته می‌شود که تنش تسلیم بالایی متناظر به تنش لازم برای جدا کردن نابجاییها از محیط ناخالصی، و تنش تسلیم پایینی تنش لازم برای حرکت دادن نابجاییهای آزاد درون شبکه است.

البته موارد مشابه افت تسلیم در نیمه‌هادیهای فوق‌العاده خالص مانند ژرمنیوم و سیلیسیم و همچنین در فلورید لیتیم با درجه خلوص بالا (شکل ۳-۵) نیز مشاهده شده‌اند. ناخالصیهای این مواد برای مهار کردن نابجاییها کافی نیست، و از آن گذشته چگالی اولیه نابجایی بین 10^{-2} تا 10^3 در سانتیمتر مربع است که در مقایسه با چگالی متعارف بلورهای فلزی (10^6 تا 10^7 در سانتیمتر مکعب) بسیار پایین می‌باشد. مکانیزم تسلیم پیشنهاد شده برای این حالت به حساسیت زیاد سرعت نابجایی به تنش، که به تجربه در این مواد مشاهده شده است، مربوط می‌باشد. (سرعت نابجایی در ژرمنیوم و سیلیسیم با $\tau^{1/5}$ و در فلورید لیتیم با $\tau^{1/4}$ متناسب است).

از آنجا که تعداد نابجاییهای متحرک در آغاز کم است، این نابجاییها نمی‌توانند آنقدر سریع حرکت کنند که نرخ کرنش لازم برای تغییر شکل را ایجاد نمایند، لذا تنش بالا می‌رود. با افزایش تنش، تکثیر نابجاییها در اثر لغزش متقاطع دوگانه نابجاییهای پیچی حاصل می‌شود و چگالی نابجایی با سرعت افزایش می‌یابد. به دلیل تنش بالاتر، نابجاییها نیز سریعتر حرکت می‌کنند تا نهایتاً "نرخ کرنش بلور با نرخ کرنش خارجی برابر شده و افزایش تنش متوقف می‌شود. البته تکثیر نابجاییها متناسب با کرنش ادامه می‌یابد و بزودی بیشتر از حد نیاز، نابجایی وجود خواهد داشت. پس از آن تنش با سرعت افت می‌کند تا حرکت نابجاییها آنقدر کند شود که نرخ کرنش بلور با نرخ کرنش خارجی برابر گردد.

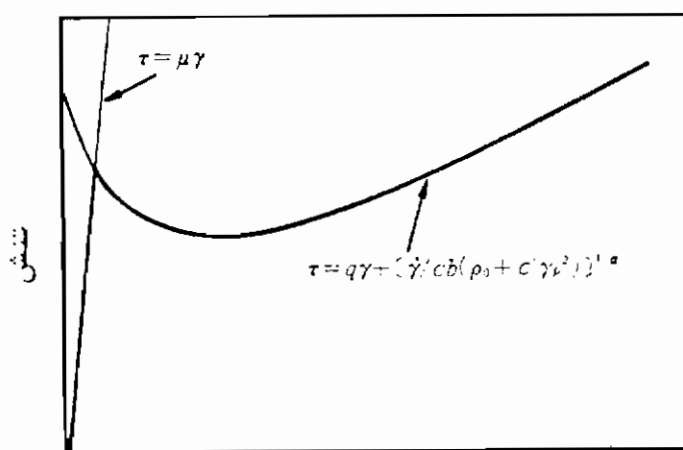
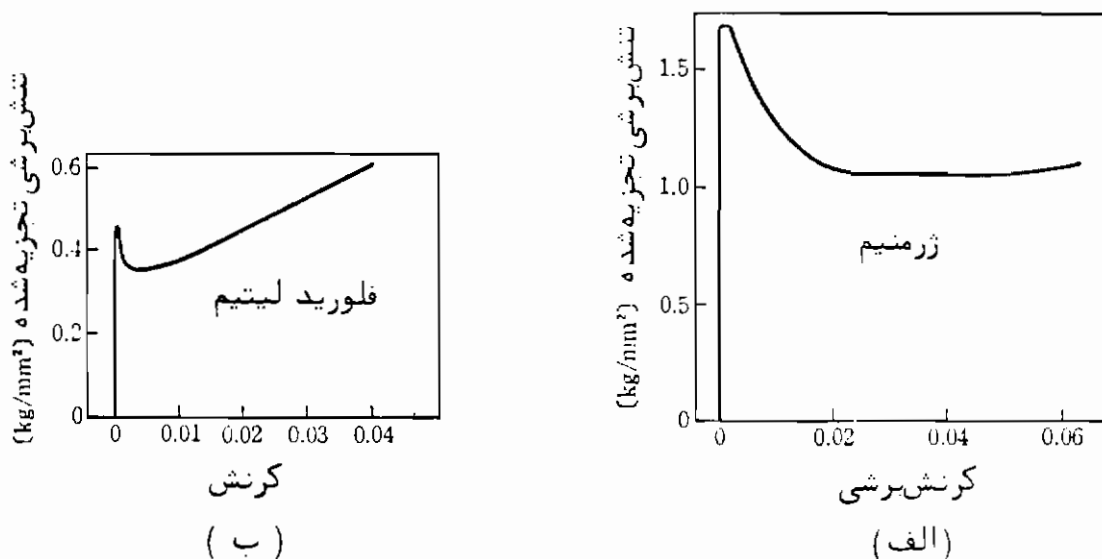
جدول ۳-۵ تنش تجزیه شده برای سریدن آسان (τ_c) چند فلز خالص در دمای اتاق

فلز	درجه خلوص	صفحه لغزش	جهت لغزش	تنش (kg/mm ²)	مرجع
Ag	99.999	{111}	<110>	0.038	a
Al	99.994	{111}	<110>	0.08	b
Cu	99.98	{111}	<110>	0.05	c
Ni	99.98	{111}	<110>	0.33-0.75	d
Fe	99.96	{110}	<111>	2.80	e
		{112}			
Mo	یا لایش ناحیه ای شده	{110}	<111>	7.30	f
		{112}			
Nb	یا لایش ناحیه ای شده	{110}	<111>	3.40	g
	(۶ مرتبه)				
Ta	یا لایش ناحیه ای شده	{110}	<111>	4.20	g
	(۶ مرتبه)				
Zn	99.999	{0001}	<11 $\bar{2}$ 0>	0.018	h
		{11 $\bar{2}$ 2}	<11 $\bar{2}$ 3>	1.05-1.60	i
Cd	99.96	{0001}	<11 $\bar{2}$ 0>	0.058	j
Mg	99.95	{0001}	<11 $\bar{2}$ 0>	0.04-0.05	k
	99.95	{10 $\bar{1}$ 0}	<11 $\bar{2}$ 0>	4.00	l
Co	99.999	{0001}	<11 $\bar{2}$ 0>	0.65-0.70	m
Ti	99.99	{10 $\bar{1}$ 0}	<11 $\bar{2}$ 0>	1.40	n
Zr	99.0	{10 $\bar{1}$ 0}	<11 $\bar{2}$ 0>	0.65-0.70	o
Be	یا لایش ناحیه ای شده	{0001}	<11 $\bar{2}$ 0>	0.14	p
	(۶ مرتبه)	{10 $\bar{1}$ 0}	<11 $\bar{2}$ 0>	5.30	p

- a Andrade, E. N. da C., and C. Henderson. 1951-52. *Phil. Trans.*, **244**, 177.
- b Noggle, T. S., and J. S. Koehler. 1957. *J. Appl. Phys.*, **28**, 53.
- c Garstone, J., and R. W. K. Honeycombe. 1957. *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals*. New York: John Wiley, p. 391.
- d Haasen, P. 1958. *Phil. Mag.*, **3**, 384.
- e Cox, J. J., R. F. Melil, and G. T. Horne. 1957. *Trans. ASM*, **49**, 118.
- f Lawley, A., J. Van den Syne, and R. Maddin. 1962. *J. Inst. Metals*, **91**, 23.
- g Mitchell, T. E., R. A. Foxall, and P. B. Hirsch. 1963. *Phil. Mag.*, **8**, 1895.
- h Jillson, D. C. 1950. *Trans. Am. Inst. Mining Met. Eng.*, **188**, 1129.
- i Bell, R. L., and R. W. Cahn. 1957. *Proc. Roy. Soc.*, **A239**, 494.
- j Schmid, E. 1935. *International Conference on Physics*, vol. 2. London: Physical Society.
- k Sheely, W. F., and R. R. Nash. 1960. *Trans. Am. Inst. Mining Met. Eng.*, **218**, 416.
- l Reed-Hill, R. E., and W. D. Robertson. 1957. *Trans. Am. Inst. Mining Met. Eng.*, **209**, 496.
- m Davis, K. G., and E. Teghtsoonian. 1963. *Trans. Am. Inst. Mining Met. Eng.*, **227**, 762.
- n Churchman, A. T. 1954. *Proc. Roy. Soc.*, **A226**, 216.
- o Rappoport, E. J. 1959. *Acta. Met.*, **7**, 254.
- p Levine, E. D., D. F. Kaufman, and L. R. Aronin. 1964. *Trans. Am. Inst. Mining Met. Eng.*, **230**, 260.

رابطه تنش - کرنش تسلیم براساس این مکانیزم به وسیله پژوهشگران زیادی بر مبنای دینامیک نابحاییها مورد بحث قرار گرفته است^{۲۷}. نمونه‌ای را در نظر بگیرید که در معرض تغییر شکل با نرخ کرنش ثابت قرار گرفته باشد. نرخ کرنش شامل یک مؤلفه کشسان $\dot{\gamma}_e$ و یک مؤلفه مومسان $\dot{\gamma}_p$ است. مؤلفه کشسان از رابطه زیر به دست می‌آید:

$$\dot{\gamma}_e = \frac{\dot{\gamma}}{\mu} \quad (۲-۵)$$



کرنش
(پ)

شکل ۳-۵ مقایسه رفتار تسلیم (الف) تک بلور ژرمنیم ، Bell and Bonfield, 1964 و (ب) تک بلور فلورید لیتیم John ston, 1962 با (پ) منحنی نظری براساس دینامیک نابحاییها.

در اینجا $\dot{\gamma}$ نرخ تغییرات تنش برشی است. مؤلفه مومسان از رابطه زیر به دست می‌آیند:

$$\dot{\gamma}_P = \rho b v_D \quad (5-3)$$

در این رابطه ρ چگالی نابجایی (گاهی اوقات به‌حای این متغیر مجموع طول نابجاییها در واحد حجم به‌کار می‌رود)، b بردار برگرز نابجایی و v_D سرعت نابجایی است. در سرعتهای کم نابجاییها می‌توان سرعت نابجایی را با رابطه زیر به تنش مربوط کرد:

$$v_D = c\tau^\alpha \quad (5-4)$$

در اینجا، همانطور که قبلاً ملاحظه شد، α ضریبی مربوط به ماده است. علاوه بر این، تکثیر نابجاییها هنگام تغییر شکل را می‌توان با رابطه زیر به تنش مربوط کرد:

$$\rho = \rho_0 + c'\dot{\gamma}_P^{\beta} \quad (5-5)$$

در این رابطه ρ_0 چگالی اولیه نابجایی و c' و β ضرایب ثابت مربوط به ماده هستند (با رابطه ۵۴-۱ مقایسه شود). این افزایش چگالی نابجایی، موجب سخت شدن کرنشی شده و حرکت نابجاییها دشوارتر می‌گردد. برای آنکه بتوان اثر سخت شدن کرنشی را به‌گونه نسبتاً ساده‌ای منظور کرد، سخت شدن کرنشی، خطی فرض می‌شود و در نتیجه می‌توان رابطه (۵-۴) را به صورت:

$$\tau_D = c(\tau - q\dot{\gamma}_P)^{\alpha} \quad (5-6)$$

نوشت. در اینجا q مقدار ثابت و $q\dot{\gamma}_P$ تنش وارد بر نابجایی متحرک در جهت عکس حرکت است. در این صورت نرخ کرنش نمونه برابر است با:

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_e + \dot{\gamma}_P = \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\mu}\right) + cb(\rho_0 + c'\dot{\gamma}_P^{\beta})(\tau - q\dot{\gamma}_P)^{\alpha} \quad (5-7)$$

اگر مقدار α زیاد باشد، مقدار دومین جمله سمت راست خیلی بزرگتر یا خیلی کوچکتر از مقدار اولین جمله است. در نتیجه رابطه تنش - کرنش به یکی از دو حالت زیر خواهد بود:

$$\tau \approx \mu\dot{\gamma} \quad (5-8)$$

یا

$$\tau \approx q\dot{\gamma}_P + \left[\frac{\dot{\gamma}}{cb(\rho_0 + c'\dot{\gamma}_P^{\beta})}\right]^{1/\alpha} \quad (5-9)$$

این رابطهها در شکل (۵-۳) (پ) نمایش داده شده‌اند، در این شکل مشاهده می‌شود که

تمام منحنی، ترکیب دو منحنی رابطه‌های بالاست. علت بروز نقطه تسلیم پایینی اینست که منحنی رابطه (۵-۹)، ابتدا با افزایش کرنش، کاهش پیدا می‌کند. هرچقدر چگالی اولیه نابجاییهای مهارشده کمتر باشد، مقدار این کاهش اولیه بیشتر است.

سه عامل در جهت موافق بروز چنین نقطه تسلیمی اثر می‌کنند: (۱) کم بودن مقدار نابجاییهای متحرک اولیه: (۲) افزایش سریع چگالی نابجایی با نرخ کرنش؛ و (۳) حساسیت زیاد سرعت نابجایی به تنش. تمام این عوامل در فلزات b.c.c. که از خود نقاط تسلیم نشان می‌دهند به صورت‌های زیر مشاهده می‌شوند: (۱) مهار شدن نابجاییهای اولیه در اثر فضای ناخالص یا رسوبات موجب می‌شود که چگالی نابجاییهای مهارشده تقریباً 10^2 تا 10^4 بر سانتیمتر مربع باشد، (۲) چگالی نابجایی تقریباً "برحسب کرنش افزایش می‌یابد" (10^{10}) در مورد تنگستن با τ_5 و در مورد آهن سیلیسیم دار با τ_{40} متناسب است. براین اساس، تعدادی از پژوهشگران^{۲۸} عقیده دارند که نقاط تسلیم در فلزات b.c.c. به حساسیت زیاد سرعت نابجایی به تنش مربوط می‌شود و نه به آزاد شدن نابجاییهای مهارشده، بحث مفصلتر در باره تسلیم فلزات b.c.c. در فصل ۶ خواهد آمد، لیکن در این مرحله باید توجه داشت که در مواردی که ابتدا نابجاییهای متحرک وجود ندارند لازم است تعدادی از نابجاییهای مهارشده آزاد شوند تا به تعداد کافی نابجایی برای تکثیر فراهم شود.

تغییرات نوانی سرعت نابجایی برحسب تنش فقط در سرعت‌های نابجایی کم یعنی در آزمایشهای با سرعت کم، درست است. رابطه عمومی‌تر از این قرار است:

$$v_D = v^* \exp\left(\frac{-D}{\tau}\right) \quad (5-10)$$

در این رابطه v^* سرعت حدی و D نوعی تنش عقب‌مانده مشخصه ماده است^{۲۹}. سرعت حدی پیش‌بینی شده براساس این رابطه تقریباً برابر با مقدار تجربی τ_e برای فلورید لیتیم و کلرید سدیم است و نشانگر حساسیت تنش تسلیم به نرخ کرنش در نرخهای بالاست^{۳۰}. این گونه مکانیزمها در مورد فلزات f.c.c. صادق نیستند زیرا واکنش بین ناخالصیهای جانشین و نابجاییها نسبتاً ضعیف است و در نتیجه به‌جز در مورد آلیاژهای غلیظ، نقاط تسلیم در اثر آزاد شدن نابجاییهای مهارشده در این فلزات مشاهده نمی‌شود. نکته مهمتر پایین بودن حساسیت سرعت نابجایی به تنش است. به‌عنوان مثال سرعت نابجایی در مس متناسب با $\tau^{2.00}$ و نقره متناسب با $\tau^{3.00}$ تخمین زده می‌شود.

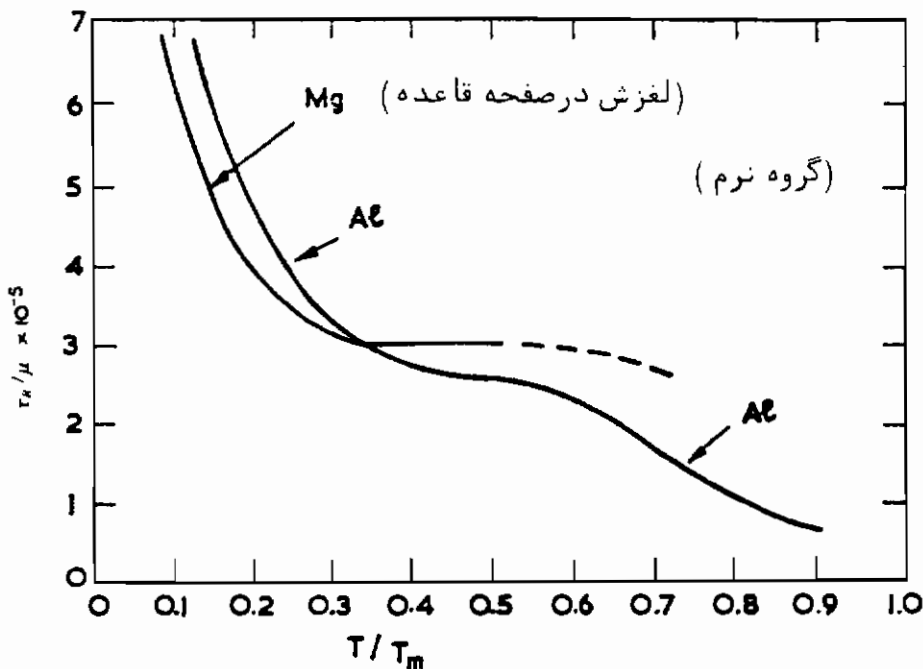
28- Hahn, (1962); Conrad, (1963). 29- Gilman, (1960, 1965)

30- Gillis & Gilman, (1965; Gillis, (1965).

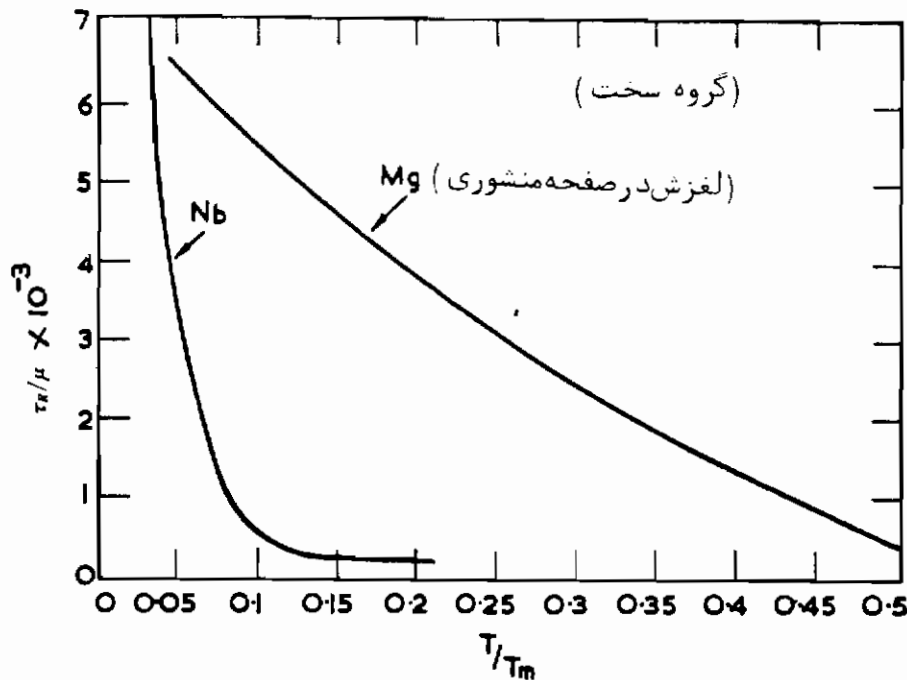
البته در موارد خاصی نقاط تسلیم در فلزات f.c.c. مشاهده می شوند. بنابراین، نقاط تسلیم می توانند نتیجه کار نرم باشند که در اثر ادامه تغییر شکل در دمای بالا در بلوری که قبلاً در دمای پایین کشیده شده است به وجود می آید^{۳۱}. در اینجا نیراف نقطه تسلیم با تغییر شکل موضعی و گسترش یک باریکه لودز همراه است. کار نرمی به پیر شدن کرنشی مربوط نیست، بلکه نتیجه این واقعیت است که آرایش نابجایی که در دمای پایین در بلور ایجاد شده است، در دمای بالا ناپایدار می باشد. در اثر بازیافت دینامیکی ساختار پایدار در دمای بالا به وجود می آید. در آلومینیم پس فرآیند از روی لغزش متقاطع فراوان مشخص می شود. همانطور که بعداً هنگام بررسی هندسه لغزش بحث خواهد شد، نقاط تسلیم ممکن است حاصل نرم شدن هندسی نیز باشند.

بستگی تنش لازم برای لغزش، به دما

تنش تجزیه شده برای سریدن آسان تابع دماست، و از آنجا که مقادیر داده شده در جدول ۳-۵ مربوط به دمای مشخصی هستند این ارقام متناظر به T/T_m متفاوت می باشند. بنابراین، مقایسه این مقادیر باید بر اساس دمای همسان صورت گیرد. تغییرات τ_R/μ بر حسب T/T_m برای دو نمونه از گروه نرم و دو نمونه از گروه سخت به ترتیب در شکل های ۴-۵ و ۵-۵ آمده است.



شکل ۴-۵ بستگی τ_R/μ به دما در مورد منیزیم (لغزش در صفحه قاعده) و آلومینیم



شکل ۵-۵- بستگی τ_R/μ به دما در مورد منیزیم (لغزش در صفحه منشوری) و نیوبیم

ابتدا به بررسی گروه نرم که کاملترین اطلاعات در مورد آلومینیم، از این گروه موجود است، می پردازیم. این منحنی را می توان به سه بخش تقسیم کرد: (۱) کمتر از $0.4 T_m$ ، در این قسمت τ_R/μ با افزایش دما، کاهش می یابد، (۲) بین $0.4 T_m$ و $0.6 T_m$ ، در این قسمت τ_R/μ با افزایش دما، کاهش می یابد. در مقایسه با آلومینیم، اطلاعات مربوط به قسمت بالاتر از $0.5 T_m$ در مورد فلزات دیگر کمتر است لیکن افت شدید در دمای بالا در مورد نقره گزارش شده است^{۳۲}. در مورد تغییر شکل منیزیم (در اثر لغزش در صفحه قاعده)، طیف دمای آزمایشهای اخیر آنقدر وسیع نیست که چنین افت شدیدی را شامل شود. لیکن همانطور که ادامه خط چین منحنی شکل ۴-۵ نشان می دهد، بررسیهای قبلی روی مواد قدری ناخالصتر بروز چنین افتی را تایید کرده اند^{۳۳}.

حال به بررسی گروه سخت می پردازیم. اطلاعات محدود موجود نیوبیم، دو ناحیه متفاوت در دمای پایین را نشان می دهند که مشابه رفتار گروه سخت است. این منحنی در حدود $0.15 T_m$ تا $0.2 T_m$ افقی می شود. مقادیر T/T_m مشابهی برای فلزات b.c.c. دیگر نیز گزارش شده اند^{۳۴}. بستگی به دما در قسمت زیر $0.15 T_m$ خیلی بیشتر از بستگی فلزات

32- Lucke, (1963).

33- Schmid & Siebel, (1931).

34- Conrad, (1963).

f.c.c. و h.c.p. گروه نرم است. با اینکه بستگی τ_R/μ منیزیم در حالت لغزش در صفحه منشوری نیز زیاد است، این بستگی به اندازه بستگی فلزات b.c.c. نبوده و نسبت τ_R/μ بطور پیوسته با افزایش دما، کاهش می یابد.

شکل منحنی هردو گروه در قسمت زیر T_m $0/5$ بیانگر این است که بستگی تنش تسلیم یا تجزیه شده برای سریدن آسان به دما از دو عامل، تشکیل شده است: (۱) یک عامل مستقل از دما که فرآیند تسلیم را در فاصله حدود T_m $0/2$ تا T_m $0/5$ کنترل می کند، و (۲) یک عامل تابع دما که این فرآیند را در شرایط زیر T_m $0/2$ کنترل می نماید. البته به دلیل تفاوت چشمگیر مقادیر این دو عامل، قاعدتاً باید مکانیزمهای مؤثر در دو گروه باهم تفاوت داشته باشند.

در مورد گروه اول نظر عمومی این است که عامل مستقل از دما از تاثیرات متقابل اولین نابجاییهای یا بردار برگرز مساوی که هنگام اعمال تنش شروع به حرکت می کنند با میدانهای تنش داخلی، ناشی می شود. حوزه عمل این تاثیر متقابل زیاد است. عامل تابع دما ناشی از قطع شدن جنگل نابجایی (شامل نابجاییهای رشد کرده) به وسیله اولین نابجاییهای متحرک است. حوزه عمل این واکنش کوچک است. از آنجا که این فرآیند از نوع فعال شونده با گرماست، می توان آن را از طریق رابطه ای به شکل رابطه (۳۲-۱) بیان کرد. البته باید جمله ای برای منظور کردن بستگی تنش تسلیم به نرخ کرنش در آن گنجانیده شود^{۳۵}. این راه حل برای فلزاتی که انرژی نقص انباشتگی بالا دارند مطلوب است، زیرا در این گونه موارد، انرژی فعال شوندگی به تنهایی می تواند عمل تشکیل گره در فرآیند قطع کردن را بیان کند. لیکن در فلزات با انرژی نقص انباشتگی کم وضعیت به این روشنی نیست، زیرا در این مورد باید انرژی به ماده داده شود تا محل نقص انباشتگی باریک شده و فرآیند قطع کردن بتواند صورت گیرد. نظر به اینکه بستگی تنش تسلیم به دما در مورد مس شبیه آلومینیم است، انرژی باریک کردن محل نقص ممکن است نسبتاً بی اهمیت باشد و رابطه ای از نوع رابطه (۳۲-۱) با تقریب قابل قبولی رفتار فلزات با انرژی نقص انباشتگی کم را بیان کند.

افت شدید در دمای بالا ممکن است به علت حرکت کند گره در نابجاییهای پیچی یا صعود نابجاییهای لبه ای باشد^{۳۶}. مورد اول به دقت بررسی شده است^{۳۷} و ظاهراً هماهنگی خوبی با نتایج تجربی دارد.

در مورد گروه سخت نیز عامل مستقل از دما ناشی از تاثیر متقابل با حوزه وسیع

35- Seeger, (1957).

36- Howe et al. (1961).

37- Hirsch & Warrington (1961).

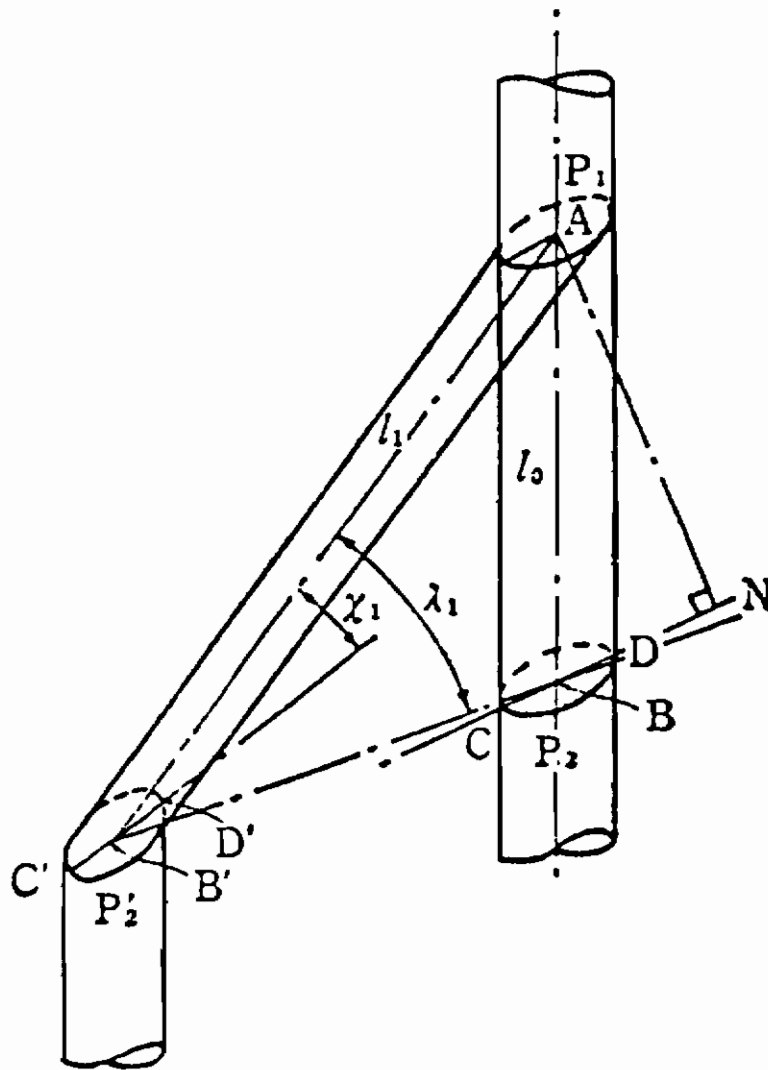
میدانهای تنش با نابجاییهای درون فلز در نظر گرفته می‌شود. لیکن عامل تابع دما ویژگیهای کاملاً متفاوتی با عامل نظیر خود در گروه نرم دارد، زیرا بستگی شدید به دما در تک‌بلور و مواد چندبلوره یکسان است و وجود ناخالصی تأثیر مختصری روی آن دارد. این امر می‌رساند که عامل تابع دما ناشی از نوعی خاصیت ذاتی ماده است و فرآیند نرخی به حرکت نابجاییهای درون شبکه بستگی دارد و تابع اثرات مهار شدن به وسیله ناخالصیها نیست. چنین مقاومت شدیدی در مقابل حرکت در این مواد نتیجهٔ بالابودن نیروی پیرلز^{۳۸} است. مکانیزم فعال شونده با گرمایی که احتمالاً بتواند بر نیروی پیرلز فائق آید، مکانیزمی است که در رابطه با تشکیل یک جفت چین خوردگی در یک خط نابجایی واقع بر یک جهت فشرده باشد که در اثر ترکیب دو عامل نوسانات حرارتی و تنش خارجی به وجود آمده باشند و سپس این چین خوردگیها در جهت عرضی در طول خط نابجایی پخش شده و در نتیجه موجب حرکت آن به سمت جلو شوند^{۳۹}.

هندسه لغزش

در آزمایشهای برش مستقیم یا پیچش، تنش و کرنش برشی مستقیماً بر اساس نیرو و تغییر شکل اندازه‌گیری شده یا بر اساس گشتاور و زاویه پیچش تعیین می‌شوند. لیکن در آزمایش کشش لازم است تنش تک محوری میانگین و کرنش خطی، به تنش برشی تجزیه شده و کرنش برشی تجزیه شده (در یک صفحه مشخص) تبدیل شوند تا خواص مومسان بلور را به گونهٔ بنیادی‌تری بیان کنند. تنش برشی تجزیه شده قبلاً^{۴۰} مورد بحث قرار گرفته است. در اینجا کرنش برشی تجزیه شده را مورد بررسی قرار می‌دهیم.

بلوری استوانه‌ای شکل را در نظر بگیرید که در معرض نیروی کششی قرار گرفته و در اثر لغزش در یک جهت مشخص در ناحیه‌ای محصور بین دو صفحه لغزش تغییر شکل پیدا کرده است (شکل ۵-۶). چنین لغزشی با چرخش شبکه بلورین نسبت به محور کشش همراه است. رابطه بین ازدیاد طول $e = (l_1 - l_0)/l_0$ و چرخش شبکه را می‌توان از طریق بررسی مثلثهای ABB' ، $AB'N$ و ABN ، محاسبه کرد. در مثلث ABB' رابطه زیر برقرار است:

$$\frac{l_1}{l_0} = \frac{\sin \lambda_0}{\sin \lambda_1} = 1 + e \quad (5-11)$$



شکل ۵- از دیاد طول تک بلور: P_1, P_2 و P'_2 صفحات لغزش، $AB = l_0$ طول اولیه، $AB' = l_1$ طول نهایی، CD و $C'D'$ تصاویر AB و AB' روی صفحه لغزش، BB' جهت لغزش، $\chi_0 = ABD$ ، $\chi = AB'D'$ ، $\pi - \lambda_0 = ABB'$ و $\lambda = AB'B$ است

Boas and Schmid, 1950

در اینجا λ_0 و λ_1 به ترتیب زاویه‌های بین محور کشش و جهات لغزش قبل و بعد از تغییر شکل هستند.

از دو مثلث قائم الزاویه ABN و $AB'N$ (خط عمود بر صفحه لغزش است) نتیجه

می‌گیریم:

$$AN = l_0 \sin \chi_0 = l_1 \sin \chi_1$$

یعنی:

$$\frac{l_1}{l_0} = \frac{\sin \chi_0}{\sin \chi_1} = 1 + e \quad (5-12)$$

در این رابطه λ_0 و λ_1 به ترتیب زاویه‌های بین محور کشش و صفحات لغزش قبل و بعد از تغییر شکل با ادامه کشش، زاویه‌های λ و λ کوچکتر می‌شوند و طرز استقرار بلور در حین ازدیاد طول تغییر می‌کند. این تغییر در جهت نزدیکتر کردن صفحات لغزش و جهات لغزش به محور کشش است.

این چرخش در بلورهایی که نرخ کارسختی بسیار پایینی دارند (به اصطلاح طرز استقرار نرم) می‌تواند منجر به افت تسلیم در اثر نرم شدن هندسی گردد^{۴۰}. از رابطه‌های (۵-۱) و (۵-۱۱) نتیجه می‌گیریم که پس از ازدیاد طول به اندازه e :

$$\tau = \frac{P \sin \lambda_1}{A} \left[1 - \frac{\sin^2 \lambda_0}{(1+e)^2} \right]^{1/2} \quad (5-13)$$

و در نتیجه:

$$P = \frac{\tau A}{\sin \lambda_1} \left[1 - \frac{\sin^2 \lambda_0}{(1+e)^2} \right]^{-1/2} \quad (5-14)$$

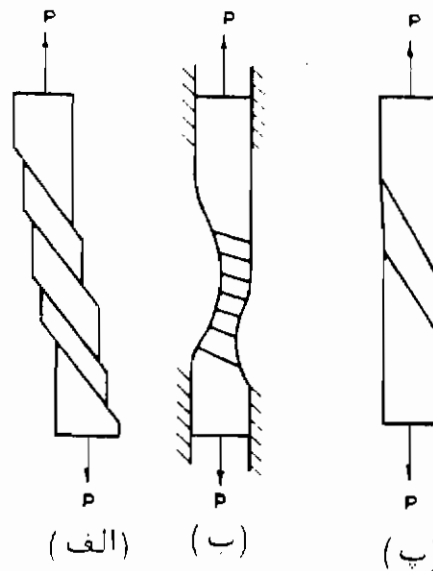
هنگامی که نرخ سخت شدن کرنشی صفر باشد، τ مستقل از e است و رابطه (۵-۱۴) را می‌توان به صورت:

$$P = P_0 \cos \lambda_0 \left[1 - \frac{\sin^2 \lambda_0}{(1+e)^2} \right]^{-1/2} \quad (5-15)$$

نوشت. در اینجا P_0 مقدار نیرو هنگام تسلیم است. بر اساس این رابطه در هر نوع بلور در غیاب سخت شدن کرنشی، علیرغم طرز استقرار، افت تسلیم بروز می‌کند. افت تسلیم با تغییر شکل موضعی همراه است و در نتیجه e ازدیاد طول در باریکه لودرز است. در آزمایش کشش، دو سر نمونه نمی‌توانند مانند شکل ۷-۵ (الف) آزادانه در جهت عرضی حرکت کنند، زیرا گیره‌هایی که دوسر نمونه در آنها بسته شده‌اند باید هم راستا باشند. در نتیجه، نمونه آزمایش نمی‌تواند با سریدن یکنواخت در طول خود تغییر شکل دهد، بلکه همان‌گونه که در شکل ۷-۵ (ب) مشاهده می‌شود در حوالی گیره‌ها، تغییر شکل، به علت اضافه شدن تنشهای خمشی به تنشهای محوری ناهمگن خواهد بود. در این حالت فقط طرز استقرار قسمت میانی نمونه طبق رابطه‌های (۵-۱۱) و (۵-۱۲) تغییر می‌کند. اثرات اتصال

40- Price & Kelly, (1964).

در گیره روی مشخصه‌های تغییر شکل بلورهای f.c.c. به تفصیل مورد بررسی قرار گرفته است.^{۴۱}



شکل ۷-۵ تغییر شکل خارجی تک بلور در اثر تغییر شکل کششی نمونه: (الف) در اثر لغزش بدون محدودیت در دو انتها، (ب) در اثر لغزش در حالت ثابت ماندن دو انتها، و (پ) در اثر دوقلو شدن.

کرنش برشی یا کرنش سریدن γ مساوی BB'/AN است. با توجه به مثلث ABB' ، طول BB' برابر با $[l_1 \sin(\lambda_0 - \lambda_1)] / \sin \lambda_0$ است. با استفاده از رابطه‌ای که قبلاً برای AN محاسبه شد، می‌توان نوشت:

$$\gamma = \frac{BB'}{AN} = \frac{l_1 \sin(\lambda_0 - \lambda_1)}{l_0 \sin \chi_0 \sin \lambda_0} \quad (۵-۱۶)$$

که پس از ساده کردن به صورت زیر در می‌آید:

$$\gamma = \frac{1}{\sin \chi_0} \left\{ \left[\left(\frac{l_1}{l_0} \right)^2 - \sin^2 \lambda_0 \right]^{1/2} - \cos \lambda_0 \right\} \quad (۵-۱۷)$$

به این ترتیب می‌توان کرنش برشی را بر حسب وضعیت اولیه سیستم لغزش و مقدار ازدیاد طول تعریف کرد. در ازدیاد طولهای مساوی، مقدار کرنش برشی شدیداً تابع طرز استقرار است.

41- Fleischer & Chalmers, (1958); Hauser & Jackson, (1961).

اگر موقعیت نهایی سیستم لغزش معلوم باشد می توان از رابطه ساده تر:

$$\gamma = \frac{\cos \lambda_1}{\sin \chi_1} = \frac{\cos \lambda_0}{\sin \chi_0}, \quad (5-18)$$

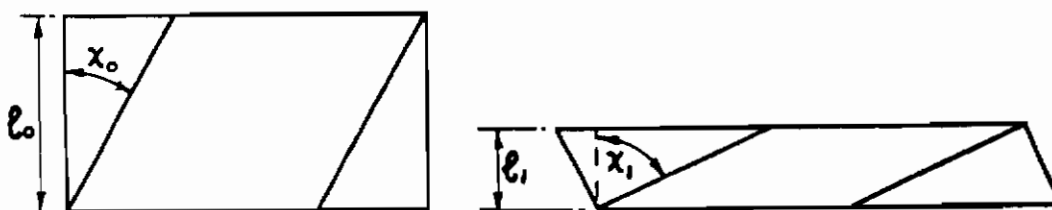
استفاده کرد.

حل مسایل فشار ساده تر از مسایل کشش است. البته چرخش شبکه در اثر فشار را نمی توان صرفاً "عکس چرخش حاصل از کشش فرض کرد"، زیرا همانطور که در شکل ۵-۸ مشاهده می شود جهت طولی به قطب صفحه سریدن نزدیک می شود. این امر نتیجه ثابت ماندن شیب فصل مشترک صفحه سریدن با سندانهای دستگاه آزمایش نسبت به محور بلور در مدت آزمایش است. در این شرایط:

$$e = \frac{l_1}{l_0} = \frac{\cos \chi_1}{\cos \chi_0}, \quad (5-19)$$

در اینجا χ_0 و χ_1 زاویه های بین صفحه سریدن و جهت طولی قبل و بعد از آزمایش هستند. رابطه بین کرنش سریدن و فشار از این قرار است:

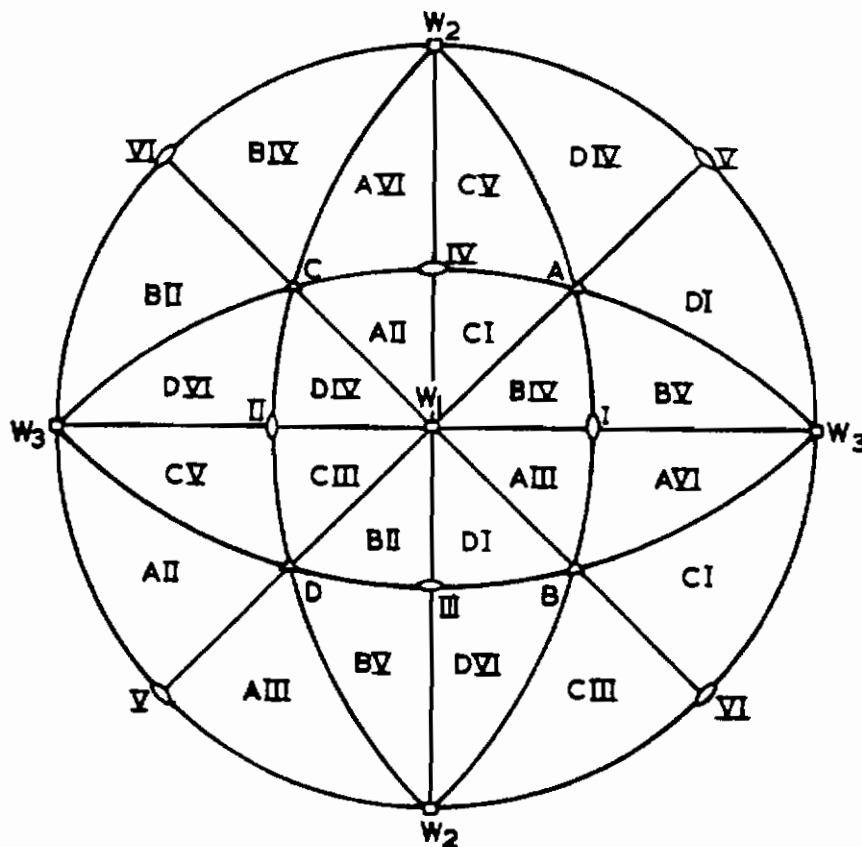
$$\frac{1}{e^2} = \left(\frac{l_0}{l_1}\right)^2 = 1 + 2\gamma \sin \chi_0 \cos \lambda_0 + \gamma^2 \cos^2 \lambda_0 \quad (5-20)$$



شکل ۵-۸ سریدن تک بلور در اثر فشار

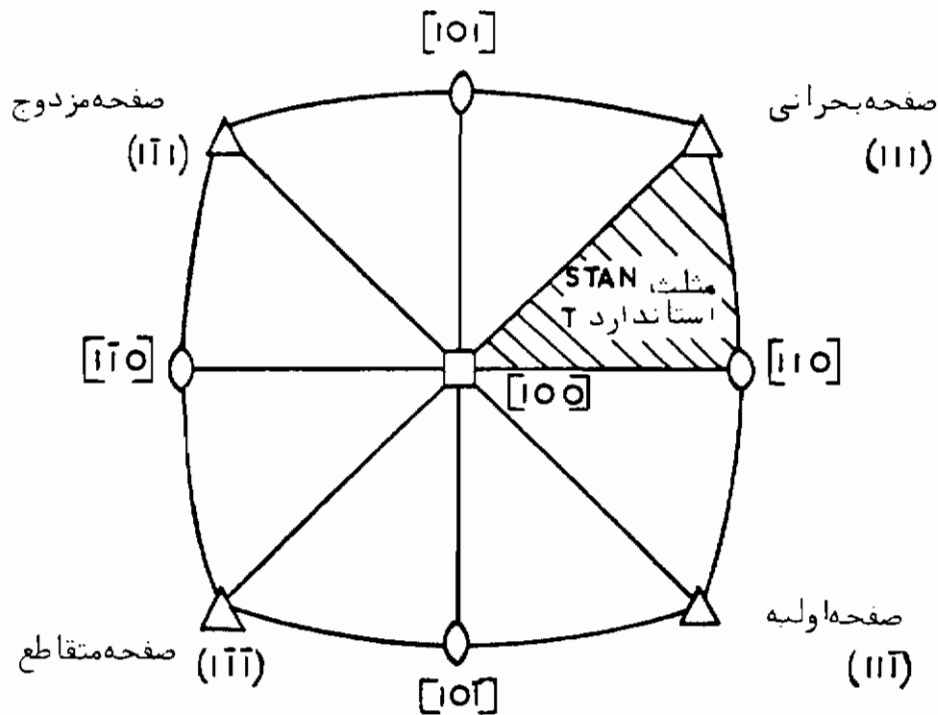
با استفاده از روابط فوق (برای تعیین کرنش سریدن) و رابطه ۱-۵ (برای تعیین کرنش برشی تجزیه شده)، می توان منحنی تنش برشی - کرنش برشی را رسم کرد. در فلزات منشوری که در اثر لغزش در صفحه قاعده تغییر شکل می دهند، وضعیت حتی برای کرنشهای زیاد نیز بدون تغییر باقی می ماند، زیرا ادامه تغییر شکل در همان صفحه قاعده صورت می گیرد. لیکن در فلزات b.c.c. و f.c.c. که در هر خانواده، صفحات و جهات ممکن برای لغزش بیشتر است،

به علت چرخش صفحه و تغییر جهت لغزش در اثر افزایش تنش، صفحه لغزش می تواند تغییر کند. لغزش، ابتدا در صفحه "اولیه" و جهت "اولیه" که دارای بیشترین تنش برشی تحزیه شده است، یعنی در شرایطی که $\lambda \cos \chi \sin \chi$ حداکثر است، صورت می گیرد. بنابراین ماهیت لغزش اولیه یک بلور یا هرگونه طرز استقرار نسبت به محور تنش، قابل پیش بینی می باشد. نتیجه چنین محاسباتی برای بلورهای f.c.c. در شکل ۹-۵ نمایش داده شده است. به علت تقارن بلور مکعبی، اگر جهت استقرار محور تنش منطبق بر قطب یکی از مثلثهای تصویرسازی سه بعدی باشد، این جهت استقرار را می توان با جهت نظیرش در یک مثلث تکی موسوم به مثلث استاندارد که رئوس آن جهات [100]، [110] و [111] است، نشان داد. (بررسی چرخش محور تنش نسبت به بلور آسانتر از بررسی چرخش بلور نسبت به محور تنش است) با این طریقه، نمایش، می توان چهار صفحه های را که امکان لغزش در آنها وجود دارد، همیشه با نامهای ثابتی خواند و آنها را نسبت به محور تنش مشخص کرد. نامگذاری این صفحات



شکل ۹-۵ انتخاب دستگاه سریدن هشت وجهی فعال در اثر کشیدن تک بلوری f.c.c.، A تا D قطبهای صفحات سریدن، I تا VI جهات سریدن.

برای بلورهای f.c.c. در شکل ۵-۱ مشاهده می‌شود^{۴۲}. استقرار نسبی صفحات و جهات مختلف در بررسی کارسختی فلزات f.c.c. اهمیت دارد، و کلیربرو و هارگریوز^{۴۳} جزئیات نحوه ترسیم یک هشت وجهی منظم برای این منظور را تشریح کرده‌اند. لازم به یادآوری است که انواع دیگر این روش به وسیله سایر پژوهشگران ارائه گردیده است.



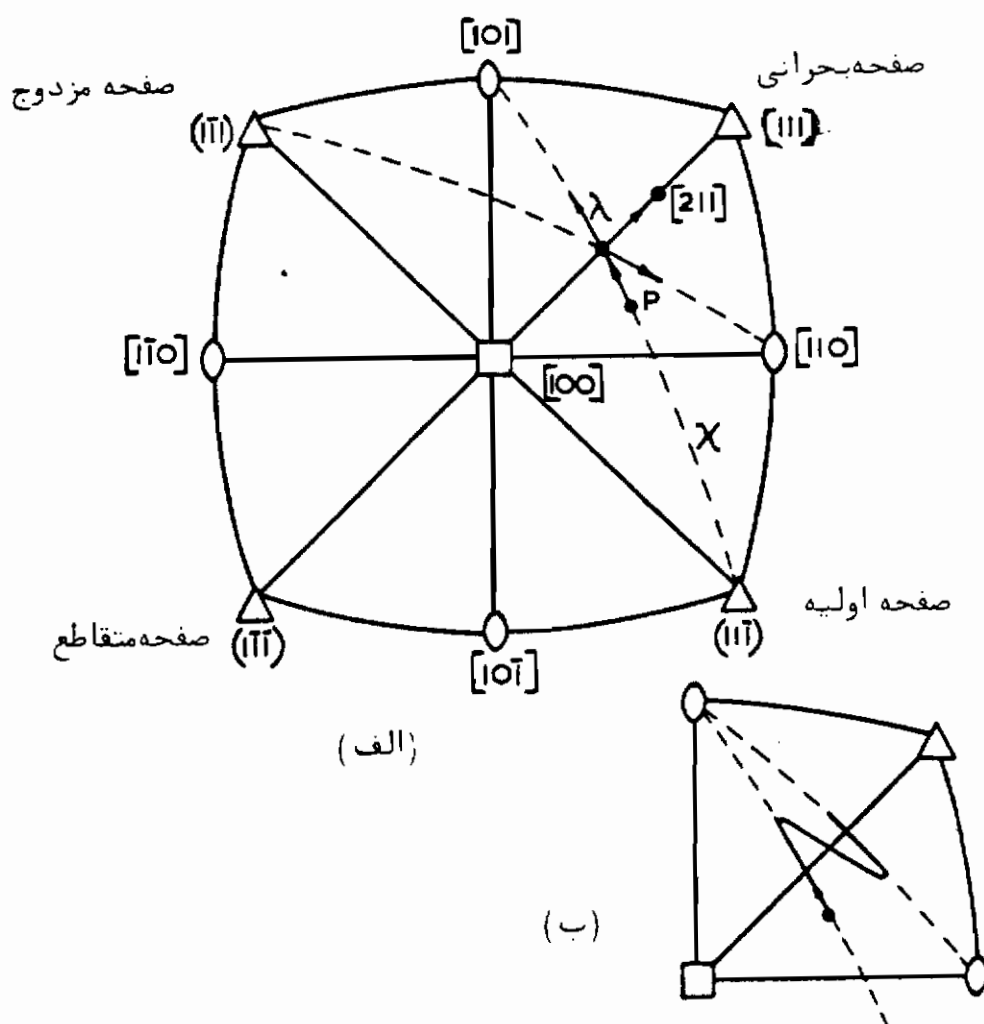
شکل ۵-۱ نامگذاری صفحات لغزش در بلورهای f.c.c.

رفتار معمولی یک بلور f.c.c. تحت اثر تنش که محورش در مثلث استاندارد قرار داشته باشد، لغزش در دستگاه اولیه $[101]$ $(11\bar{1})$ است. محور بلور در اثر چنین لغزشی می‌چرخد، بطوری که محور تنش به سمت جهت لغزش حرکت کرده تا به مرز $[100]$ - $[111]$ برسد. در این وضع استقرار، درجه سهولت لغزش دستگاه اولیه و دستگاه مزدوج $[110]$ $(1\bar{1}1)$ یکسان است. بنابراین همانطور که در شکل ۵-۱ (الف) مشاهده می‌شود، رفتار کلاسیک، لغزش دوگانه در این دو دستگاه همراه با چرخش محور تنش به سمت جهت $[211]$ است. این لغزش دوگانه تنها یکی از انحرافات از تصویر ایده‌آل تغییر شکل از طریق لغزش تکی است. کارسختی بلورهای f.c.c. بیشتر به انحرافات از رفتار ایده‌آل مربوط می‌شود تا به فرآیند اولیه لغزش تکی. به عنوان مثال، در بلورهای برخی آلیاژها مانند برنج ۷۰/۳۰ و

42- Clarebrough & Hargreaves, (1959)

43- Clarebrough & Hargreaves

بلورهای فلزات خالص که در معرض تابش نوترونی قرار گرفته یا سریعاً از دمای بالا تبرید شده‌اند، لغزش در دستگاه اولیه پس از رسیدن وضع استقرار به خط تقارن نیز ادامه می‌یابد که منجر به اضافه لغزش در دستگاه اولیه می‌شود. پس از مقدار مشخصی لغزش اضافی اولیه، دستگاه مزدوج ناگهان فعال شده و ادامه لغزش در این دستگاه صورت می‌گیرد که اضافه لغزش در جهت مخالف را در پی دارد [شکل ۱۱-۵ (ب)].



شکل ۱۱-۵ (الف) روش کلاسیک سریدن دوگانه در بلورهای f.c.c. (ب) انحراف از روش کلاسیک در اثر اضافه لغزش دستگاه اولیه.

کلیبرو و هارگریوز خاطر نشان ساخته‌اند که عبارت "لغزش متقاطع" برای تشریح چند حالت مختلف خصوصاً بروز قطعات کوتاه لغزش در یک دستگاه ثانویه که انتهای نشانه‌های لغزش در یک صفحه اولیه را به هم متصل می‌سازند، به کار گرفته شده است. چنین لغزش ثانویه‌ای الزاماً در صفحه لغزش متقاطع نمایش داده شده در شکل ۱۰-۵ صورت نمی‌گیرد،

ولذا عبارت " لغزش اتصالی " را عبارت عمومی مناسبتری برای بیان این نوع لغزش دانسته‌اند. اولین بار عبارت " لغزش متقاطع " برای بیان لغزش ثانویه در دستگاه [101] (111) ، یعنی لغزش در جهت لغزش اولیه ولی در صفحه لغزش متقاطع ، به کار رفته است. احتمالاً در اکثر لغزشهای اتصالی در بلورهای f.c.c. ، دستگاه فعال همین دستگاه است. هنگامی که لغزش دوگانه وارد عمل می‌شود ، رابطه‌هایی که قبلاً برای محاسبه تنش و کرنش برشی ارائه شده‌اند ، شدند اعتبار خود را از دست داده ، روابط پیچیده تری مورد نیاز خواهد بود^{۴۴}. اخیراً^{۴۵} چنین رابطه‌هایی برای بررسیهای انجام شده روی مس و برنج^{۴۵} و نیوبیم^{۴۶} به کار رفته‌اند .

تغییر شکل در اثر دوقلوشدن

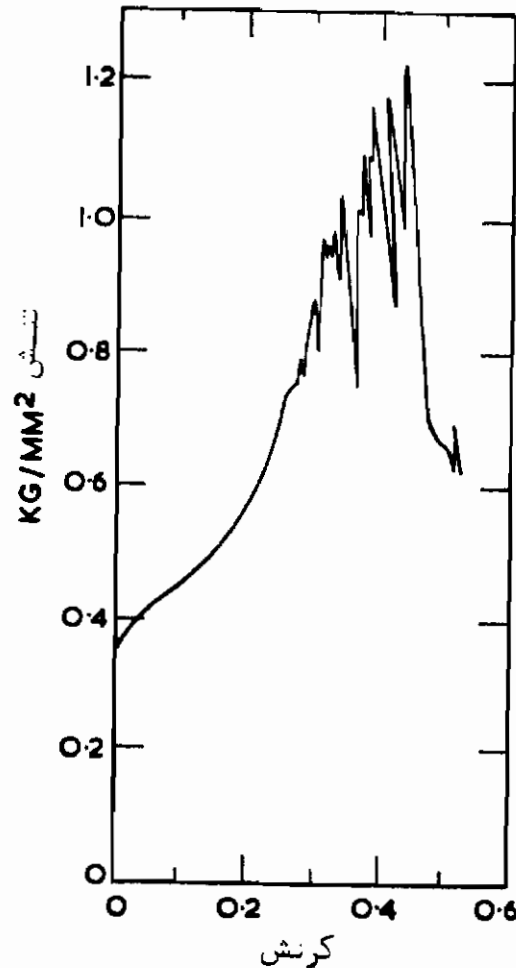
ویژگیهای دوقلوشدن

یک حالت مهم دیگر تغییر شکل ، دوقلوشدن مکانیکی است . همانطور که در شکل ۱۲-۵ در مورد کادمیم مشاهده می‌شود ، نتیجه این نوع تغییر شکل در آزمایش کشش ، بی‌نظمیهای چشمگیر در منحنی تنش - کرنش تک بلورهاست . از این گذشته ، غالباً دوقلوشدن بانوعی صدای تیز همراه است که ناگهانی بودن این فرآیند را می‌رساند (در واقع دوقلوها می‌توانند در چند میکروثانیه تشکیل شوند) . معمولاً دوقلوها به صورت نمایش داده شده در شکل ۷-۵ (پ) ، یعنی به شکل ناحیه‌ای با طرز استقرار متفاوت و با مرزهای مشخص در بلور ظاهر می‌شوند . در این ناحیه ، بلور تغییر شکل تیز پیدا می‌کند . اگر بلور جلا داده و حکاکی شده باشد ، مرز این ناحیه به صورت یک خط مجزا و مشخص باقی می‌ماند . در مواد چند بلوره ، منحنی تنش - کرنش ، دنداندار می‌شود و معمولاً دوقلوها به صورت خطوط و صفحات کوچک محدود در تک‌دانه‌ها ظاهر می‌شوند ، و در این مورد نیز با اعوجاج سطح نمونه مربوط هستند . هنگام جلا دادن و حکاکی نمونه‌ها ، مرز دوقلوها با سرعتی برابر با مرز دانه‌ها خورده (حکاکی) می‌شود . این امر می‌رساند که دوقلوها مرزهای با انرژی بالا هستند . تفاوت چشمگیر طرز استقرار قسمت دوقلوشده نسبت به محیط اطراف (زمینه) ، در فلزات منشوری را می‌توان بسادگی به کمک نور قطبی شده مشاهده کرد . بطوری که خواهیم دید ، مرز یک دوقلو را می‌توان دقیقاً به صورت فصل مشترکی در ماده جامد تعریف کرد که دو قسمت شبکه که در

44- Karnop & Sachs, (1927; Bowen & Christian, (1965).

45- Mitchell & Thornton, (1963). 46- Mitchell et al. (1963).

طرفین آن قرار دارند با وضع منحصر بفردی نسبت به هم قرار گرفته‌اند.



شکل ۱۲-۵ منحنی تنش - کرنش تک بلور کادمیم و نمایش بی نظمیه‌ای حاصل از دوقلوشدن.

مانند لغزش، دوقلوشدن در بیشتر موارد شامل برش در یک صفحه مشخص و در یک جهت معین است (در برخی موارد، و مشخصاً در اورانیم α ، برش در صفحات و جهات غیر منطقی صورت می‌گیرد). لیکن، برخلاف لغزش، حرکات برشی فقط جزء کوچکی از یک فاصله اتمی هستند و برش به جای آنکه در چند صفحه مجزا متمرکز شده باشد، به صورت یکنواخت در یک محدوده حجمی گسترده شده است. نتیجه این است که با وجود پدیدار شدن برش ماکروسکوپی، مجموع برش کوچک است [شکل ۷-۵ (پ)]. بنابراین با اینکه در دماهای پایین و در نرخهای کرنش بالا شرایط برای دوقلوشدن مناسب می‌باشد، لغزش حالت عمده تغییر شکل بیشتر فلزات است.

در نتیجه در فلزات f.c.c. دوقلوشدن با دشواری صورت می‌گیرد و در فلزات خالص

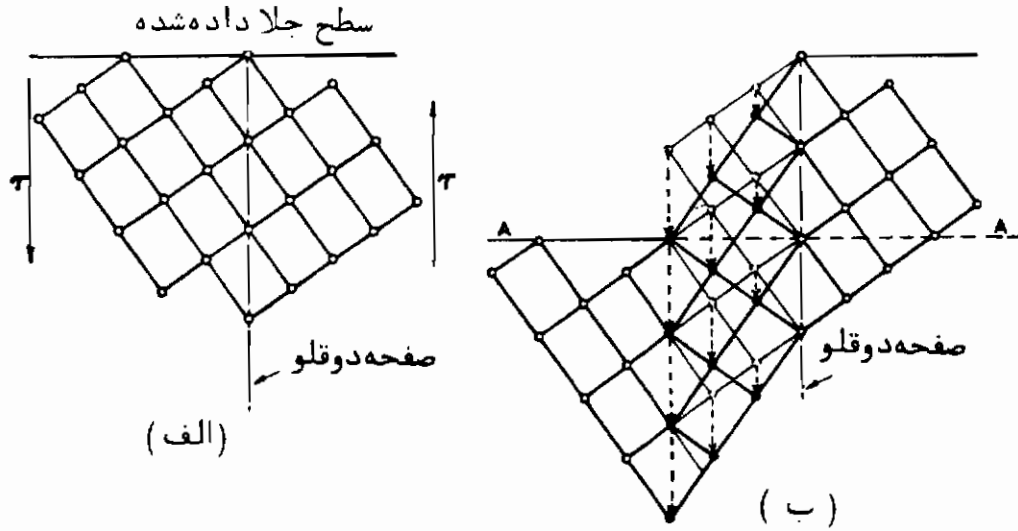
در نرخهای کرنش معمولی، فقط در دماهای بسیار پایین مشاهده شده است (مثلاً در مس در دمای $4/2^\circ\text{K}$). البته در آلیاژهای f.c.c. (مثلاً آلیاژهای نقره-طلا) دوقلوشدن در دمای 77°K مشاهده گردیده است. اگر نرخ کرنش شدیداً افزایش یابد (مثلاً از طریق بارگذاری انفجاری) می توان دوقلوشدن در دمای اتاق به وجود آورد.

در فلزات b.c.c. با اینکه ناخالصیهای بین نشین تاثیر زیادی دارند و ظاهراً "دوقلوشدن را کند می کنند، بسادگی می توان دوقلوشدن در دمای پایین به وجود آورد. ظاهراً عامل عمده تعیین طرز شکستن این فلزات، تنشهای زیاد حاصل از تقاطع دوقلوها در آنهاست. در این فلزات نیز می توان مانند فلزات f.c.c. از طریق بارگذاری ضربه ای یا انفجاری، دوقلوشدن در دمای اتاق به وجود آورد. این دوقلوها در آهن به نوارهای نیومن^{۴۷} مشهورند. در فلزات h.c.p. دوقلوشدن بسادگی در دماهای نسبتاً بالا و با نرخهای کرنش معمولی صورت می گیرد و در مقایسه با فلزات b.c.c.، جزء حجمی بسیار بیشتری در معرض دوقلوشدن است. دوقلوشدن می تواند حالت تغییر شکل مهمی در این فلزات باشد، زیرا ماده ای که طرز استقرارش تغییر کرده است ممکن است صفحات لغزشی را به وجود آورد که برای لغزش بیشتر در صفحه قاعده مناسب باشند (روی یا منیزیم).

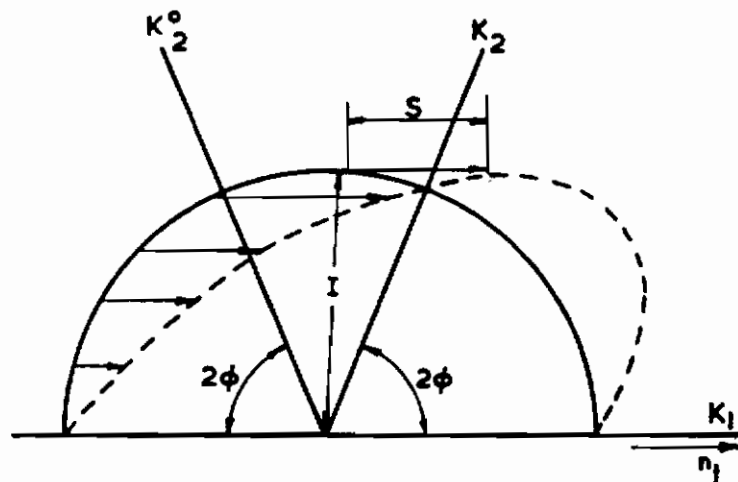
بلورشناسی دوقلوشدن

تصویر کلاسیک آرایش اتمی در اثر دوقلوشدن در شکل ۱۳-۵ نشان داده شده است. دوقلوشدن در صفحه ای عمود بر صفحه شکل صورت می گیرد. اتمهای واقع در سمت چپ دوقلو تصویر آینه ای یکدیگر هستند. در این امر موجب تغییر ارتفاع سطح و اختلاف در وضع استقرار می شود که با مشاهدات فوق هماهنگی دارد. این گونه حرکتهای ساده در موارد زیادی اتفاق می افتد (مثلاً در فلزات b.c.c.)، لیکن در موارد دیگر، به ویژه در ساختارهای منشوری و تتراگونال، برای رسیدن به حالت پایدار، قدری جابجایی اضافی لازم است.

اگر دوقلوشدن را به صورت یک برش همگن در نظر بگیریم می توانیم برش را کاملاً با بررسی تغییر شکل یک کره در بلور اولیه تعریف کنیم. این کره به یک حجم بیضوی تغییر شکل می یابد که قسمتی از آن در شکل ۱۴-۵ نمایش داده شده است، در اینجا فرض بر این است که برش در صفحه استوایی K_1 (صفحه دوقلویا صفحه ترکیب) و در جهت η_1 اثر می کند. نقاط واقع بر صفحه K_1 تغییر محل نمی دهند و در نتیجه دایره ای که از تقاطع کره با این



شکل ۵-۱۳ نمایش کلاسیک دوقلوشدن (الف) مقطع عمود بر سطح نمونه، (ب) حرکت آنها در دوقلو شدن ساده (Dieter, 1962.)



شکل ۵-۱۴ برش همگن در دوقلوشدن. صفحات تغییر شکل نیافته K_1 (صفحه دوقلوشدن) و K_2 بر صفحه شکل عمود هستند و فصل مشترک آنها بر جهت برش (n_1) عمود است.

صفحه به دست می‌آید در اثر برش تغییر نمی‌کند. بر همین اساس گاهی اوقات این صفحه اولین صفحه تغییر شکل نیافته خوانده می‌شود. صفحه تغییر شکل نیافته دیگر، صفحه k_2^0 است که پس از دوقلوشدن به صفحه K_2 تبدیل می‌شود. در اینجا نیز مقاطع دایره‌ای در اثر برش تغییر شکل نمی‌دهند. این صفحه دومین صفحه تغییر شکل نیافته نام دارد. صفحه عمود بر این دو صفحه که امتداد برش نیز در آن قرار دارد، صفحه برش خوانده می‌شود (در شکل ۵-۱۴ این صفحه، صفحه شکل است). فصل مشترک صفحه برش با دومین صفحه تغییر شکل

نیافته K_2 ، یعنی امتداد η_2 نیز جهت مهمی می باشد. دو وضعیت متفاوت متناظر به K_2^0 و K_2 برای η_2 وجود دارد. نقاط بالای صفحه K_1 به موازات η_1 و به اندازه‌ای متناسب با ارتفاعشان از صفحه K_1 ، جا به جا می شوند. طبق تعریف، مقدار برش S تغییر مکان نقطه‌ای به فاصله واحد از صفحه K_1 است. همیشه این تغییر مکان طوری است که حرکت هر یک از صفحات اتمی موازی K_1 نسبت به صفحه مجاور خود به اندازه چشمگیری کمتر از فاصله بین آنها در جهت η_1 است. روشن است که اگر زاویه بین دو صفحه K_1 و K_2^0 ، 2ϕ باشد:

$$S = \frac{2}{\tan 2\phi} \quad (21-5)$$

خواهد بود. بنابراین عوامل تشکیل دهنده دوقلو، عبارتند از: K_1 (صفحه دوقلو)، K_2 (دومین صفحه تغییر شکل نیافته)، η_1 (جهت برش) و η_2 (امتداد حاصل از تقاطع صفحه برش با K_2).

تا اینجا بلور را یک محیط پیوسته در نظر گرفته‌ایم، لیکن از آنجا که ساختار حقیقی ناپیوسته است، لازم است این عوامل را به اجزاء شبکه مربوط کنیم. نکته اساسی در دوقلوشدن این است که تغییری در تقارن و ساختار بلور حاصل نمی شود. شکل و اندازه واحد سلولی تغییر نخواهد کرد، بشرطی که سه بردار غیر هم صفحه گویای شبکه، پس از دوقلوشدن تغییر طول نداده و زوایای بین دودوی آنها تغییر نیابد. مشخصاً تمام بردارهایی که بدون تغییر طول باقی می مانند در صفحات K_1 و K_2 قرار دارند. تمام بردارهای واقع در صفحه K_2 بعد از دوقلوشدن همان زاویه‌ای را با صفحه K_1 می سازند که پیش از دوقلوشدن می ساخته‌اند، لیکن فقط بردار η_2 است که پس از دوقلوشدن زاویه خود را با تمام بردارهای واقع در صفحه K_1 حفظ می کند. همین وضعیت در مورد بردار η_1 و تمام بردارهای واقع در صفحه K_2 وجود دارد. بنابراین فقط در سه حالت زیر تقارن و ساختار بلور بدون تغییر می ماند:

۱- η_2 و K_1 گویا (η_1 و K_2 اصم) (دوقلوی نوع اول)

۲- η_1 و K_2 گویا (η_2 و K_1 اصم) (دوقلوی نوع دوم)

۳- η_1 ، η_2 ، K_1 و K_2 همه گویا (دوقلوی مرکب)

در فلزات دوقلوهای نوع دوم بندرت دیده می شوند و فقط در فلزات با تقارن کم (مثلاً اورانیم آلفا) بروز می کنند. در فلزات با تقارن زیاد با شبکه‌های فشرده مکعبی و منشوری دوقلوها عموماً از نوع مرکب هستند. اگر تمام عوامل تشکیل دهنده یک دوقلو قابل محاسبه

باشند، می توان فرآیند دوقلوشدن مورد نظر را تعریف کرد^{۴۸}. با معلوم بودن این عوامل می توان برش دوقلوشدن را محاسبه کرد، و نحوه حرکت آنها را مجسم ساخت. عوامل متعارف دوقلوشدن ساختارهای فلزی مختلف و همچنین برش مربوطه در جدول ۴-۵ آمده است.

جدول ۴-۵ عوامل متعارف دوقلوشدن در فلزات

ساختار	صفحه دوقلو (K_1)	جهت برش (η_1)	دومین صفحه تغییر شکل نیافته (K_2)	جهت (η_2)	برش ماکروسکپی (γ_T)
B.C.C.					
(Cr, α -Fe, Na)	(112)	[11 $\bar{1}$]	(11 $\bar{2}$)	[111]	0.707
F.C.C.					
(Cu)	(111)	[11 $\bar{2}$]	(11 $\bar{1}$)	[112]	0.707
رومبوهدرال (As, Sb, Bi, Hg)	(110)	[00 $\bar{1}$]	(00 $\bar{1}$)	[110]	$2 \cos \alpha [(1/2)(1 + \cos \alpha) - \cos^2 \alpha]^{1/2}$
					$\alpha =$ زاویه رومبوهدرال
H.C.P.					
(Mg, Zn, Cd)	(10 $\bar{1}$ 2)	[$\bar{1}$ 011]	(10 $\bar{1}$ 2)	[10 $\bar{1}$ 1]	$a(3 - c^2/a^2)/\sqrt{3}c$

در فلزات h.c.p. نحوه های متعدد دیگر دوقلوشدن، در فلزات مختلف مشاهده شده است. عوامل تشکیل دهنده دوقلوهای این فلزات و اورانیم آلفا (که دوقلوشدن چندگونه دارد)، در جدول ۵-۵ آمده است.

نکته دیگر در مورد فلزات h.c.p. این است که چون برش همگن تابع نسبت c/a می باشد، برش در بلورهای با نسبت $c/a = 1/732$ ، صفر است. یعنی در آلیاژی با این نسبت، دوقلوشدن صورت نمی گیرد. چنین آلیاژی در سیستم منیزیم - کادمیم وجود دارد لیکن شاهد تجربی نحوه تغییر شکل آن موجود نیست. نکته دیگر اینکه جهت برش در نسبت های بالاتر از $c/a = 1/732$ و پایین تر از آن با هم مخالفند. این امر پیامد مهمی دارد، زیرا جهت برش امکان یا عدم امکان دوقلوشدن در اثر تنش اعمال شده در یک جهت خاص را کنترل می کند. به عنوان مثال، تشکیل دوقلوی {10 $\bar{1}$ 2} در فلز روی، طول بلور را به موازات صفحه قاعده افزایش می دهد، ولی در منیزیم این طول را کاهش می دهد. بنابراین، تنش

۴۸ - برای مطالعه روشهای تعریف نحوه دوقلوشدن به در مقاله زیر مراجعه شود.

کششی به موازات صفحه قاعده بلور روی، موجب ایجاد دوقلو می‌گردد، در حالیکه در مورد منیزیم به تنش فشاری نیاز است.

جدول ۵ - ۵ عوامل نامتعارف دوقلوشدن در فلزات

فلز	صفحه دوقلو (K_1)	جهت برش (η_1)	دومین صفحه تعریف شکل نیافته (K_2)	جهت (η_2)	برس ماکروسکپی (γ_T)
Mg ^(a)	(30 $\bar{3}$ 4)	[20 $\bar{2}$ 3]	($\bar{1}$ 012)	[$\bar{1}$ 011]	0.272
	(10 $\bar{1}$ 3)	[30 $\bar{3}$ 2]	($\bar{5}$ 032)	[$\bar{1}$ 013]	0.28
Zr ^(b)	(11 $\bar{2}$ 2)	[$\bar{1}$ $\bar{1}$ 2 3]	(1 1 $\bar{2}$ 4)	[$\bar{2}$ $\bar{2}$ 4 3]	0.225
	(11 $\bar{2}$ 1)	[1 1 $\bar{2}$ $\bar{6}$]	(1 1 $\bar{2}$ $\bar{1}\bar{6}$)	[$\bar{6}$ $\bar{8}$ 16 3]	0.216
α -U ^(c)	(130)	[3 $\bar{1}$ 0]	(1 $\bar{1}$ 0)	[110]	0.299
	(1 $\bar{7}$ 2)	[312]	(112)	*	0.228
	(112)	*	(1 $\bar{7}$ 2)	[312]	0.228
	(121)	*	*	[311]	0.329

* احصای اهم

^a Reed-Hill, R. E., and W. D. Robertson. 1957. *Acta. Met.*, 5, 717.

^b Westlake, D. G. 1961. *Acta. Met.*, 9, 327.

^c Cahn, R. W. 1953. *Acta. Met.*, 1, 49.

تنش لازم برای دوقلوشدن

بسیاری از دست اندرکاران عقیده دارند که باید در مورد دوقلوشدن نیز مانند مورد لغزش، تنش برشی تجزیه شده بحرانی وجود داشته باشد، زیرا هر دو فرآیند اساساً از نوع برشی هستند. لیکن اثبات وجود چنین تنشی از راه تجربی به علت پراکندگی نتایج آزمایش و بستگی آنها به شرایط سطح نمونه و تغییر شکل قبلی آن، دشوار بوده است. اکنون با پژوهشهای انجام شده روی فلز روی روشن گردیده است که دوقلوشدن را می‌توان نوعی فرآیند جوانه زنی و رشد دانست. فرآیند جوانه زنی به مرکز تنش، و در نتیجه به شرایط سطح و طرز کار با آن بستگی دارد. بلوک^{۴۹} نشان دادند که اگر بلورهای روی با دقت آزمایش شوند، دوقلوشدن تا رسیدن تنش به سطح ۳ کیلوگرم بر میلیمتر مربع یا بیشتر (تنشی که موجب فعال شدن لغزش منشوری و ایجاد تمرکز تنش می‌شود) صورت نمی‌گیرد. اگر ویسکرها روی مورد آزمایش قرار گیرند، تنشهای مورد نیاز برای دوقلوشدن تا حد ۵۰ کیلوگرم بر میلیمتر مربع خواهد بود.^{۵۰} پس از تشکیل هسته، رشد دوقلو در اثر جابجاشدن مرزهای آن در تنشهای خیلی پایین تر صورت می‌گیرد (مثلاً ۵/ کیلوگرم بر میلیمتر مربع در مورد تک بلور روی و ۲ تا ۲۰ کیلوگرم بر میلیمتر

مرع در مورد ویسکرها (روی) .

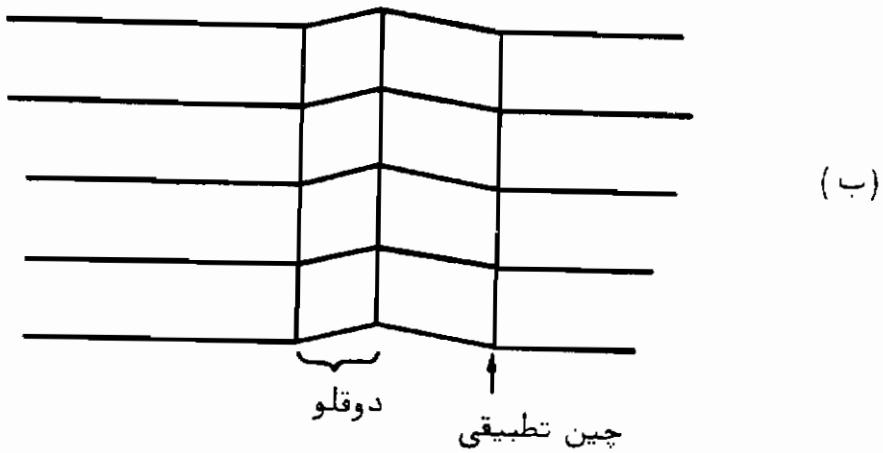
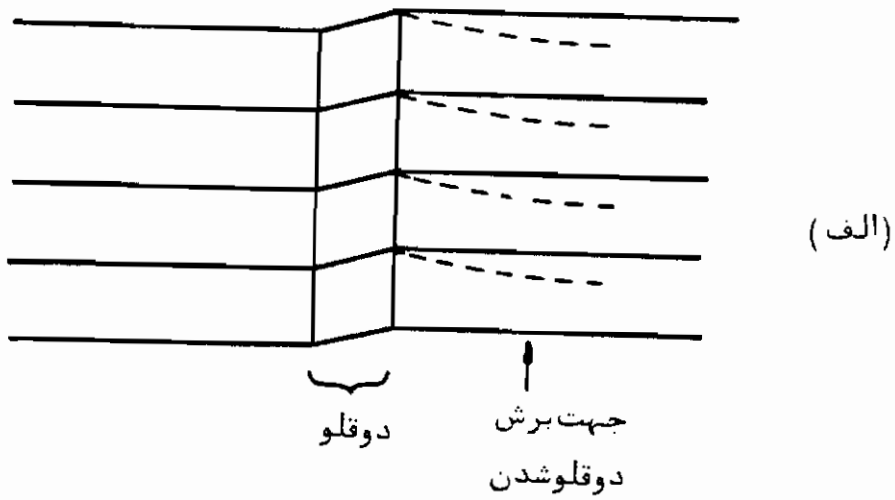
از آنجا که تنش لازم برای انتشار ، حتی از تنش مورد نیاز برای لغزش نیز خیلی بیشتر می باشد ، روشن است که فرآیند دوقلوشدن ، فقط در شرایطی که تنش تجزیه شده سریدن آسان برای لغزش ، بالا باشد می تواند با لغزش رقابت کند . این امر ، دوقلوشدن فلزات f.c.c. و b.c.c. در دماهای پایین یا نرخهای کرنش بالا و دوقلوشدن فلزات h.c.p. در شرایطی که طرز استقرار برای لغزش در صفحه قاعده مناسب نباشد ، را توجیه می کند .

نحوه های دیگر تغییر شکل

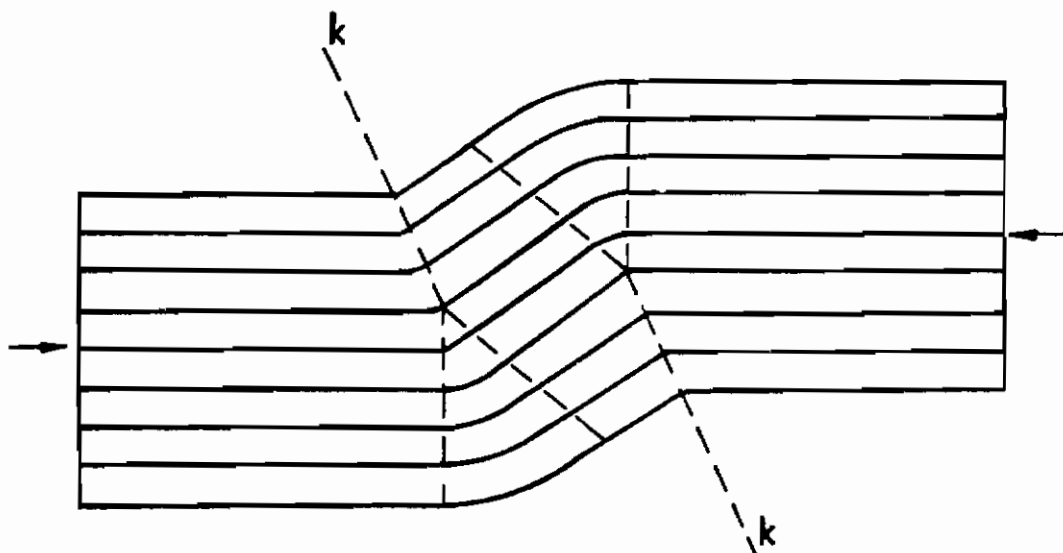
در بحث بالا تغییر شکل همگن فرض شده است ، لیکن در عمل ممکن است تغییر شکل ناهمگن باشد (مثلاً به علت محدودیت حاصل از گیره دستگاه آزمایش ، یا در کرنشهای زیاد) ، و این ناهمگنی می تواند موجب بروز نحوه های دیگری از تغییر شکل گردد .

ساده ترین نحوه ، سریدن خمیده است که در بلورهای تغییر شکل یافته در یک دستگاه لغزش واحد (مثلاً بلورهای h.c.p.) بروز می کند و نتیجه خم شدن صفحه لغزش حول محوری عمود بر جهت لغزش است . با این خم شدن ، بلور سعی می کند چرخش قسمت میانی خود را حین تغییر شکل جبران کند . صفحه ای که خمش در آن صورت می گیرد صفحه خمیده نام دارد و وضع استقرار در طرفین آن قدری تغییر می کند .

اگر تعداد کافی صفحات خمیده ، هم علامت با هم جمع شوند یک صفحه چین دار تشکیل می شود که طرز استقرار در طرفین آن تغییر ناگهانی دارد . این صفحات چین دار عموماً در حوالی مرز دانه های قطعات تغییر شکل داده منیزیم ، روی و کادمیم ، و همچنین همراه با دوقلوشدن مکانیکی روی که در اثر آن تنشهای خمشی دوقلوشدن رها می شوند ، مشاهده می گردند (شکل ۱۵-۵) . این صفحات چین دار به چینهای تطبیقی شهرت دارند^{۵۱} . یک مورد جالب چین خوردگی هنگام فشردن بلور h.c.p. در امتدادی تقریباً موازی با صفحه قاعده مشاهده می شود . در این حالت بلور طی یک کاهش طول ناگهانی به وضعیت مایل درمی آید . اولین بار این پدیده در مورد کادمیم نشان داده شده است و تصویر ترسیمی آن در شکل ۱۶-۵ مشاهده می شود . در این شکل خطوط افقی نمایشگر صفحات قاعده هستند و صفحات چین خوردگی با حرف *g* مشخص شده اند .



شکل ۱۵-۵ ایجاد چین تطبیقی به منظور کاهش تنشهای دو قلو شدن: (الف) بلافاصله پس از تکمیل دو قلو شدن، (ب) تشکیل چین تطبیقی



شکل ۱۶-۵ ساختاریک بلور چین خورده Orowan, 1942

یک نحوه تغییر شکل مرتبط با نحوه فوق، نوار تغییر شکل است که در فلزات f.c.c. و b.c.c. به وجود می‌آید. توجه زیادی به نوارهای تغییر شکل آلومینیم معطوف شده است^{۵۲}. این نوارها در سرتاسر بلور به صورت ورقه‌های نازکی روی صفحات عمود بر جهات لغزش فعال تشکیل می‌شوند و فقط در بلورهایی مشاهده می‌شوند که ابتدا در اثر لغزش تکی تغییر شکل داده باشند. عموماً ضخامت این نوارها در حدود ۰/۰۵ میلی‌متر و فاصله‌شان از یکدیگر ۱ میلی‌متر است، و مانند باریکه‌های چین خوردگی، شبکه بلورین در محل باریکه نسبت به بقیه بلور چرخیده است. البته تغییر وضعیت استقرار در نوارهای تغییر شکل، شدید نیست. بروز نوارهای تغییر شکل در بررسی فرآیند سخت شدن کرنشی اهمیت دارد، زیرا این نوارها می‌توانند به عنوان موانع قوی در مقابل لغزش عمل کنند، و لغزش ثانویه می‌تواند درون نوارها صورت گیرد.

منحنی عمومی تنش - کرنش بلورهای خالص فلزی

تا همین اواخر، بخش عمده پژوهشهای مربوط به تک بلورها، روی فلزات f.c.c. صورت گرفته است، لیکن اکنون توجه خاصی به فلزات b.c.c. و h.c.p. معطوف می‌شود. نتیجه تمام این پژوهشها می‌رسانند که می‌توان یک منحنی عمومی تنش - کرنش مانند شکل ۱۷-۵ رسم کرد که تمام فلزات را شامل گردد. این منحنی را می‌توان به سه مرحله به شرح زیر تقسیم کرد:

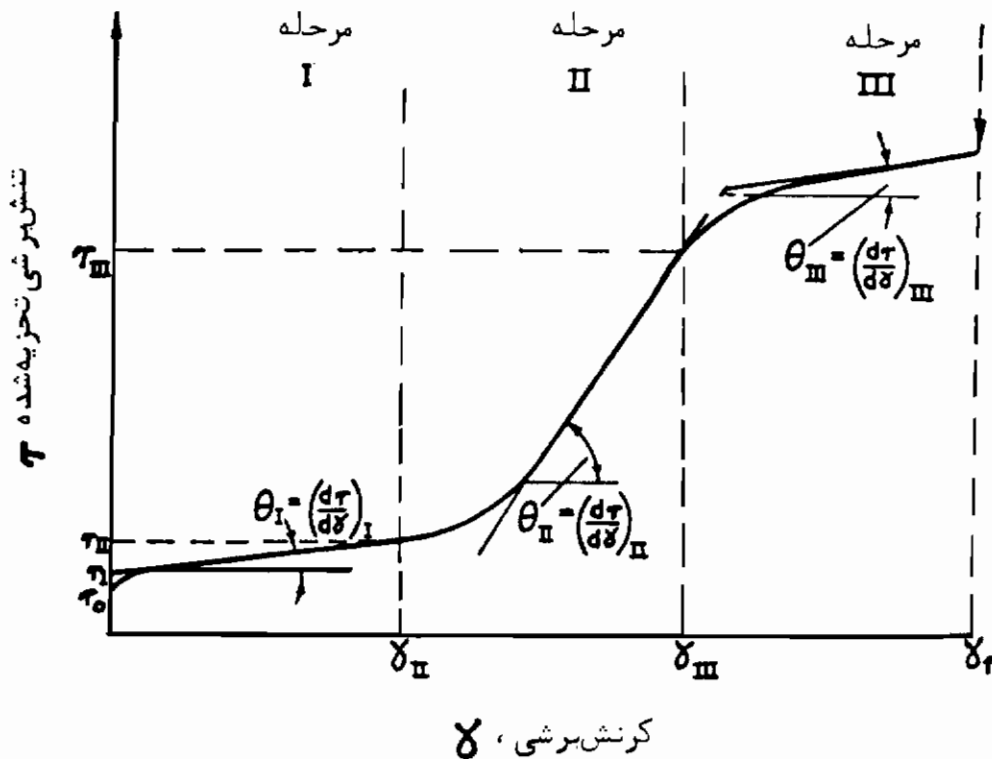
I - ناحیه خطی با نرخ سخت شدن کرنشی بسیار پایین (θ_I) متناظر به لغزش در یک دستگاه واحد (اصطلاحاً "سریدن آسان")

II - یک ناحیه خطی دیگر با نرخ سخت شدن کرنشی بسیار بالاتر (θ_{II}) متناظر به لغزش در بیش از یک دستگاه (اصطلاحاً "سخت شدن خطی").

III - ناحیه‌ای با نرخ سخت شدن کرنشی کمتر (θ_{III}) که غالباً در آن تنش، تابعی سهموی از کرنش است (اصطلاحاً "سخت شدن سهموی")

در یک شرایط خاص آزمایش، همیشه هر سه مرحله وجود ندارند. وجود یک مرحله خاص تابع عوامل زیادی از قبیل ساختار، طرز استقرار، دما، نرخ کرنش، اثرات سطح و آلیاژ کردن است. از این گذشته، علت تغییر از یک مرحله به مرحله دیگر نیز تابع فلز مورد بررسی است. تغییرات شیب متناظر به مراحل مختلف را معمولاً می‌توان به گونه روشنتری از منحنی تغییرات $d\gamma/d\tau$ یا $\tau(d\tau/d\gamma)$ نسبت به γ مشاهده کرد. در مراحل I و II که $d\gamma/d\tau$ ثابت است،

منحنی مانند منحنیهای ساده تغییرات τ بر حسب γ ، خطی است.



شکل ۱۷-۵ نمایش ترسیمی منحنی تنش - گرنش تغییر شکل کششی تک-بلور بلورها و تعریف عوامل کارسختی

مطالعه هر سه مرحله از نقطه نظر مکانیزمهای بنیادی تغییر شکل، اهمیت دارد. لیکن از آنجا که بیشتر منحنیهای تنش - گرنش مواد چندبلوره (خصوصاً در دمای اتاق) متعلق به مرحله III هستند، بررسی رفتار این مرحله ویژگی خاصی دارد. وجود سیستم پیچیده تنش (که در اثر تغییر شکل هر یک از تک بلورها جهت حفظ پیوستگی قطعه ایجاد می شود) اطمینان می دهد که عملاً تمام تغییر شکل ایجاد شده در بلورها در شرایط مرحله III بروز می کند. اکنون چنین می نماید که مشاهدات لغزش در سطح نمونه معیار معتبری از رفتار داخل آن است^{۵۳}. البته روشن است که مقیاس این مشاهدات در تفکیک جزئیات فرآیندهای لغزش اهمیت دارد. البته ممکن است مقداری لغزش داخلی نا مشهود بروز کند، لیکن ظاهراً" نقشی جزئی در فرآیند تغییر شکل دارد. بهر حال مشاهدات سطحی لغزش ابزاری قوی برای مکانیزمهای کارسختی فراهم می سازند. کاربرد حفره های حکاکی شده برای نمایان ساختن

توزیع نابجاییها هنگام تغییر شکل^{۵۴} و بررسیهای دقیق ورقه‌های بسیار نازک بریده شده از ضخامت مشخصی از بلور تغییر شکل یافته به کمک میکروسکوپهای الکترونی^{۵۵}، ابزارهای دیگری برای تأمین اطلاعات در مورد جزئیات مکانیزمهای کار سختی هستند. اندازه‌گیریهای چگالی نابجایی بلورهای تغییر شکل داده نشان می‌دهند که یک رابطه عمومی به شکل:

$$\tau = \tau_0 + A\mu b\rho^{1/2} \quad (5-22)$$

بین چگالی نابجایی و تنش، در بسیاری از انواع منحنیهای تنش- کرنش وجود دارد. در این رابطه τ_0 تنش اصطکاک در نابجایی در حال حرکت در بلور و A مقدار ثابتی (بین ۰/۳ تا ۰/۶) مربوط به ماده مورد بررسی است. این رابطه را معمولاً به شکل:

$$\frac{\tau - \tau_0}{\mu} = Ab\rho^{1/2} \quad (5-23)$$

می‌نویسند. برای تشریح کار سختی، الگوهای متنوعی از نابجایی به‌کار رفته‌اند، لیکن همه آنها در نهایت به رابطه‌ای شبیه رابطه^{۵۳} (۵-۲۳) منجر می‌شوند و بنابراین نمی‌توان از این عامل برای تمیز دادن بین آنها استفاده کرد^{۵۶}. مسئله عمده در تئوریهای سخت شدن کرنشی، استخراج رابطه‌های مناسب بین چگالی نابجایی و کرنش به منظور محاسبه منحنی تنش-کرنش است که سه مرحله I، II، و III را از خود نشان می‌دهد.

منحنیهای تنش-کرنش بلورهای فلزات f.c.c.

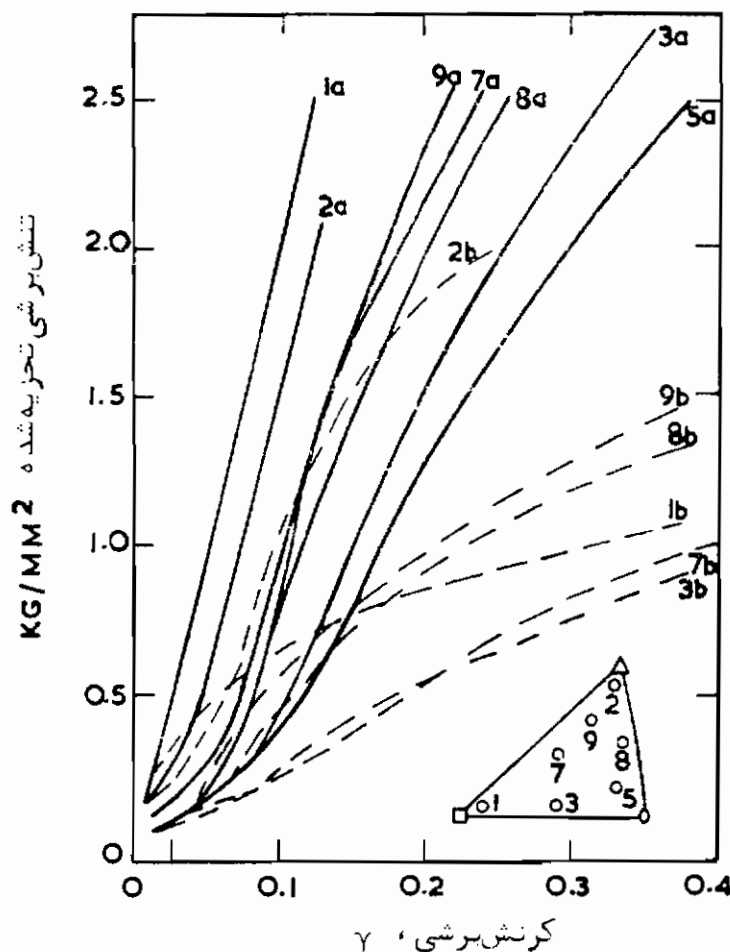
با اینکه اکثر پژوهشهای مربوط به تغییر شکل تک‌بلورها روی بلورهای فلزات f.c.c. بوده است، تا همین اواخر معلوم نشده بود که منحنیهای شبیه شکل ۱۷-۵ بیانگر رفتار ویژه فلزات f.c.c. هستند. گمان می‌رفت که منحنی متعارف باید شبیه مرحله III یعنی منحنی سخت شدن سهموی باشد. اکنون روشن شده است که شکل منحنی تنش-کرنش تابع متغیرهای بسیار زیادی می‌باشد که برخی از آنها را در این مبحث مورد رسیدگی قرار می‌دهیم. منحنیهای تنش-کرنش بلورهای آلومینیم با وضع استقرارهای مختلف در دمای اتاق

54- Basinski & Basinski, (1963).

55- Seeger, (1963). Hirsch & Steed, (1963).

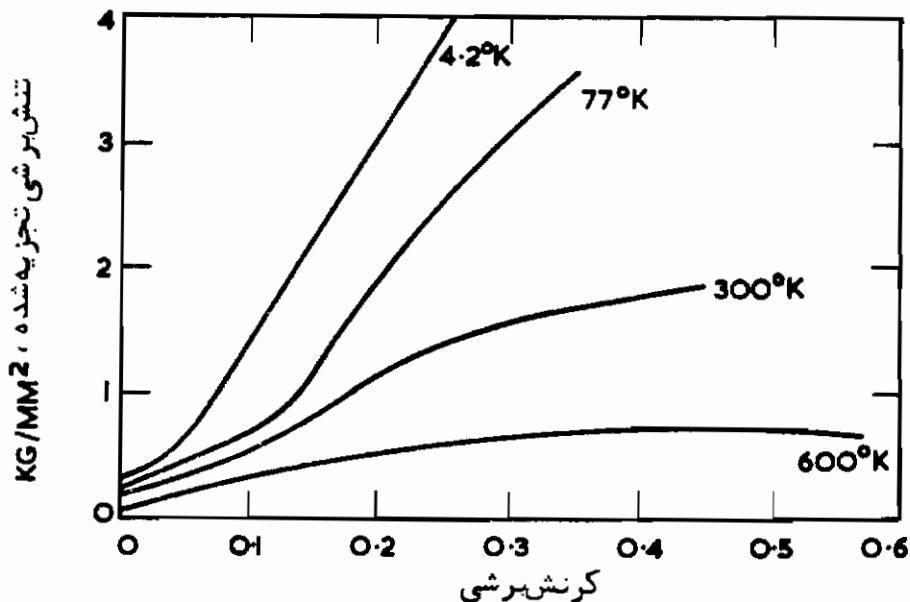
56- Nabarro et al., (1964); Wiedersich, (1964).

و دمای 77°K در شکل ۵-۱۸ مشاهده می شود. با دور شدن جهت استقرار از جهت [۱۱۰] طول منحنی مرحله I کاهش می یابد تا اینکه در مرز تعارن [۱۱۱] - [۱۰۰] ناپدید می شود. در وضع استقرارهای گوشه‌ای که چند دستگاه لغزش معادل وجود دارند، لغزش چندگانه بروز می کند که نتیجه آن سخت شوندگی بسیار سریع است. نرخ سخت شوندگی (θ_I) با طرز استقرار تغییر می کند به طوری که هر قدر ناحیه سردن آسان کوتاه تر باشد نرخ سخت شوندگی بالاتر است و در واقع می توان با تغییر طرز استقرار به گونه مناسب، مقدار θ_I را به اندازه سک مرتبه اعشار تغییر داد. به استثنای وضع استقرارهای نزدیک مرکز مثلث، مرحله II در دمای اتاق به گونه ضعیفی بروز می کند لیکن روشن است که θ_{II} با طرز استقرار تغییر می کند. البته مرحله II در دمای 77°K کاملاً بروز می کند و می بینیم که نرخ سخت شوندگی θ_{II} با تعبیر طرز استقرار از حوالی [۱۱۰] به حوالی [۱۰۰] افزایش می یابد. اثر طرز استقرار روی θ_{III} چندان چشمگیر نیست و بحز در استقرارهای گوشه‌ای نزدیک [۱۱۰] و [۱۰۰]، θ_{III} برای همه شرایط استقرار یکسان است.



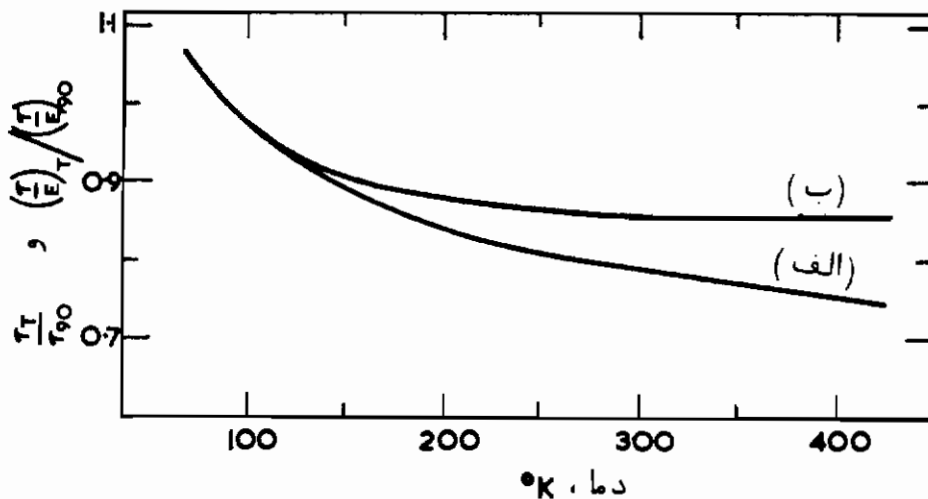
شکل ۵-۱۸ منحنیهای تنش برشی - گرنشی برشی بلورهای آلومینیم در دمای اتاق (---) و در 77°K (—).

تاثیر طرز استقرار در فلزات f.c.c. دیگر مانند طلا، نیکل، مس و نقره عموماً شبیه تاثیر آن در آلومینیم است با این تفاوت که منحنیهای مرحله I این فلزات در دمای اتاق خیلی طولانی تر از مرحله I بلورهای آلومینیم با اندازه مشابه است و بروز مرحله II بسیار روشنتر است (قابل مقایسه با آلومینیم در دمای 77°K). در مورد مس، پژوهشهای میچل و تورنتن^{۵۷} نشان داده است که حتی در بلورهایی که طرز استقرار اولیه شان در وسط مثلث بوده است، بجز در دماهای پایین، سریدن آسان غالباً خیلی پیش از نزدیک شدن محور کشش به صفحه تقارن (110)، پایان می یابد. بنابراین تاثیر دما هنگام مقایسه فلزات مختلف دارای اهمیت است. همانطور که در شکل ۱۹-۵ در مورد مس مشاهده می شود، می توان تاثیر دما را به صورت ترسیمی نمایش داد. در دماهای بالا منحنیها تقریباً سهموی هستند (یعنی مرحله III) در حالی که در دماهای متوسط (۲۵ درجه سانتیگراد در مورد مس) هر سه مرحله مشاهده می شوند. در دماهای پایین تر مرحله I زیادتر می شود و θ_I قدری کاهش می یابد. محدوده مرحله II در دماهای پایین تر زیادتر می شود و θ_{II} تقریباً ثابت می ماند. در حقیقت در دماهای بسیار پایین ($4/2^\circ\text{K}$ در مورد مس) منحنی عمدتاً خطی است، یعنی مرحله II در تمام منحنی غالب است. این امر در مورد آلومینیم در دمای 77°K نیز (شکل ۱۸-۵) به چشم می خورد. تاثیر دما روی مرحله III کاملاً مشخص است و با پایین آمدن دما، انتقال از مرحله II به مرحله III در تنشهای بالاتر صورت می گیرد. از آن گذشته همانطور که در شکل ۱۹-۵ مشاهده می شود، نرخ سخت شوندگی θ_{III} با کاهش دما افزایش می یابد.



شکل ۱۹-۵ بستگی منحنیهای تنش-گرنش بلورهای f.c.c. به دما منحنیها ترسیمی هستند، لیکن تقریباً رفتار مس را می رسانند.

بستگی تنش سیلان به دما در مرحله‌های مختلف منحنی تنش - کرنش را می‌توان به سادگی با روش تغییر دما که در فصل ۱ مورد بحث قرار گرفته است، تعیین کرد. در عمل با این روش تغییر تنش لازم جهت حفظ تغییر شکل در نرخ ثابت در اثر تغییر ناگهانی دما اندازه‌گیری می‌شود. غالباً "به علت عوامل گذرا (مانند اثر نقطه تسلیم به علت کار نرمی که قبلاً مورد بحث قرار گرفته است) تعیین دقیق تنش در دو دمای مورد نظر دشوار است، و روش متداول این است که فقط تغییر تنش هنگام کاهش دما اندازه‌گیری شود. نتیجه کلی در مورد مرحله II و III تعدادی از فلزات f.c.c. این است که نسبت تنش سیلان در دمای بالا به تنش سیلان در دمای پایین فقط تابع دماها بوده و به کرنش بستگی ندارد. این رفتار به قانون کاترل - استوکز^{۵۸} مشهور است و به وسیله ارقام مربوط به آلومینیم، در شکل ۲۰ - ۵ نمایش داده شده است. اگر تغییرات نسبت تنش سیلان بر حسب دما رسم شود، با افزایش دما نسبت به طور پیوسته افزایش می‌یابد، لیکن پس از انجام تصحیحات به خاطر ضرایب کشسانی، و رای 300°K ، شیب منحنی ناچیز است^{۵۹}. این نتایج نشان می‌دهند که تاثیر عوامل تابع دما و مستقل از دما روی تنش سیلان فلزات f.c.c. متناسب با یکدیگر هستند و هردو از یک منبع، یعنی واکنش با جنگل نابجاییها، ناشی می‌شوند.



شکل ۲۰-۵ تغییرات بازگشت پذیر تنش سیلان تک بلور آلومینیم بر حسب دما (الف) پیش از تصحیح و (ب) پس از تصحیح به خاطر تغییر ضرایب کشسانی

با دما Cottrell and Stokes, 1955.

58- Cottrell-Stokes

59- Cottrell & Stokes, (1956); Basinski, (1959).

در تمام بلورهایی که سریدن آسان صورت می‌گیرد، یک رفتار بنیادی یکسان مشاهده می‌شود. این رفتار مشترک ظاهر شدن خطوط مستقیم لغزش طولانی در دستگاه اولیه و افزایش چگالی آنها با کرنش است. این لغزش در مقیاس ظریفی صورت می‌گیرد (پله‌های لغزش بین ۵۰ تا ۱۰۰ آنگسترم). البته ممکن است در حین مرحله I لغزش قابل توجهی نیز در دستگاههای دیگر انجام شود. این امر در پاره‌ای فلزات (مثلاً آلومینیم) کاملاً مشهود است، زیرا در این حالت نوارهای چین خوردگی به وجود می‌آیند که به نوارهای لغزش ثانویه منجر می‌گردند. لیکن لغزش ثانویه در فلزات دیگر به این روشنی نیست و برای جستجوی آن باید روشهای دقیقتری به کار گرفت^{۶۰}.

در مرحله II خطوط لغزش مشخص بیشتری با ارتفاعهای متفاوت ظاهر می‌شوند، لیکن تغییر مختصری در الگوهای لغزش حاصل می‌شود، و فقط فعالیت لغزش در دستگاههای ثانویه^{۶۱} دیگر شروع به افزایش می‌کند. در بلورهایی که از نظر طرز استقرار در قسمت تقارن زیساد مثلث تصویرسازی سه بعدی قرار دارند، در کرنشهای پایین لغزش چشمگیری در چنیسن دستگاههایی می‌تواند صورت گیرد و در نتیجه مرحله I مشاهده نمی‌شود.

در پایان مرحله II نوارهای کوتاه، زبر و کاملاً مجزای لغزش، شامل توده‌های خطوط لغزش ظاهر می‌شوند. شروع مرحله III با قطعه قطعه شدن این نوارهای لغزش در اثر بروز لغزشهای اتصالی فراوان همراه است. بررسیهای دقیق با میکروسکپ الکترونی نشان داده‌اند که این لغزشهای اتصالی در مورد مس در صفحات ثانویه مناسبی صورت می‌گیرند که شامل جهت لغزش فعال قبلی باشند. در مورد لغزش اولیه، این صفحه، صفحه لغزش متقاطع است در خصوص مس، در کرنشهای بالا (کاملاً در مرحله III)، چگالی زیادی از نوارهای چین خوردگی نیز به عنوان نوعی تغییر شکل کمکی مشاهده شده است، لیکن چنین مسئله‌ای در فلزات f.c.c. دیگر عمومیت ندارد.

امروزه با توجه به این مشاهدات نظر عمومی بر این است که در مرحله I چگالی نابجایی آنقدر پایین است که بخش عمده‌ای از نابجاییهای خارج شده از منابع نابجایی می‌توانند از طریق دستگاه لغزش اولیه از بلور خارج شوند. پژوهشهای اخیر فوری و مورفی^{۶۱} و بازنسکی^{۶۲} با میکروسکپ الکترونی نشان داده‌اند که در این مورد نابجاییها از دو قطبی‌های لبه‌ای تشکیل شده‌اند که روی صفحات لغزش اولیه قرار گرفته و تعدادی از جنگل نابجاییها، از میان آنها می‌گذرند. در حالت استقرار در حوالی مرکز مثلث تصویرسازی سه بعدی، این امر سخت -

60- Basinski & Basinski, (1964). 61- Fourie & Murphy (1962).

62- Basinski (1962)

شوندگی کمی به وجود می‌آورد. تاثیر لغزش ثانویه در مورد حالت‌های استقرار در محله‌های با تقارن زیاد مثلث تصویرسازی سه بعدی اهمیت پیدا می‌کند. این امر بستگی θ_1 به طرز استقرار را توجیه می‌نماید. به همین ترتیب، θ_1 با افزایش دما زیاد می‌شود، زیرا لغزش ثانویه در دماهای پایین دشوارتر است.

پایان مرحله I با افزایش ناگهانی فعالیت منابع ثانویه همراه است که با نابجایی‌های واقع در صفحه اولیه واکنش کرده، منجر به افزایش نرخ سخت‌شوندگی می‌گردند. تحلیل دقیق این نوع واکنش نابجایی‌ها در هر دو مرحله I و II، بستگی آنها به طرز استقرار به وسیله کلیربرو و هارگریوز^{۶۳} ارائه شده است. به علت این واکنشها، فاصله طی شده به وسیله نابجایی‌ها به صورت خطی با ادامه کرنش در مرحله II کاهش می‌یابد.

آغاز مرحله III با کاهش نرخ کارسختی به این معنی است که موانع حرکت نابجایی‌ها که در اثر واکنش بین نابجایی‌های لغزش اولیه و ثانویه به وجود آمده‌اند، برطرف شده یا نابجایی‌ها آنها را دور می‌زنند. یعنی نوعی فرآیند بازیافت دینامیکی در کار است. اکنون همه هم عقیده‌اند که این بازیافت در اثر لغزش متقاطع نابجایی‌های پیچی از صفحه اولیه صورت می‌گیرد. بر این اساس می‌توان به سادگی بستگی τ_{III} و θ_{III} به دما را دریافت، زیرا لغزش متقاطع فرآیندی فعال شونده با گرماست. از این گذشته، سهولت لغزش متقاطع تابع درجه تجزیه نابجایی‌های لغزش اولیه است^{۶۴}. اگر این نابجایی‌ها ممتد باشند (یعنی انرژی نقص انباشتگی پایین باشد)، پیش از آنکه لغزش متقاطع بتواند انجام شود لازم است ترکیب مجدد نابجایی‌ها صورت گیرد، و تنش مورد نیاز بیشتر از تنش لازم برای نابجایی‌های غیر ممتد است. بر این اساس انرژی نقص انباشتگی آلومینیم باید بیشتر از مس یا نقره باشد، زیرا در دمای اتاق آغاز مرحله III در آلومینیم زودتر از دوفلز دیگر صورت می‌گیرد. بر اساس نوعی الگوی لغزش متقاطع در مرحله III و بستگی τ_{III} به دما و نرخ کرنش، می‌توان انرژی نقص انباشتگی را محاسبه کرد^{۶۵}. این مقادیر در جدول ۵-۶ آمده‌اند.

دسته دیگری مقادیر انرژی نقص انباشتگی بر اساس اندازه‌گیری‌های خزش در دمای پایین نیز در این جدول آمده است^{۶۶}. لیکن در این مورد نیز مقادیر محاسبه شده به تفسیر نتایج آزمایش بر حسب نوعی مکانیزم خاص بستگی دارند. احتمالاً "تنها راه قطعی تعیین انرژی نقص انباشتگی، اندازه‌گیری گره‌های ممتدی که در محل تقاطع نابجایی‌های واکنش کرده ظاهر

63- Clarebrough & Hargreaves (1959).

64- Seeger, (1957).

65- Bolling et al., (1962).

66- Thornton & Hirsch, (1958).

می شوند، با استفاده از نمونه های بسیار نازک در میکروسکپ الکترونی عبوری است^{۶۷}. متأسفانه این روش در انرژیهای نقص انباشتگی کم محدود می شود و فقط مقادیر مطمئن برای مس و نقره به دست آمده اند. البته گره های ممتد در آلومینیم مشاهده نمی شوند که نشانگر بالابودن انرژی نقص انباشتگی آن است و با نتایج محاسبه از روشهای دیگر هماهنگی دارد. تازه ترین تحلیل از نتایج آزمایش ورقه های نازک در میکروسکپ الکترونی عبوری و ماهیت بافت نورد (به فصل ۶ مراجعه شود)، سومین دسته ارقام جدول ۵-۶ را تشکیل می دهند^{۶۸}. به استثنای معکوس شدن ترتیب طلا و نقره، بقیه این نتایج با ارقام محاسبه شده بر اساس III هماهنگی قابل قبولی دارند.

جدول ۵-۶ مقادیر گزارش شده انرژی نقص انباشتگی فلزات F.C.C. در دمای اتاق

انرژی نقص انباشتگی، γ_{SF} (ارگ بر سانتیمتر مربع)			
فلز	(مرجع ۶۵)	(مرجع ۶۶)	(مرجع ۶۸)
آلومینیم	۲۳۸	۲۰۰	280 ± 50
مس	۱۶۳	۴۰	85 ± 30
نیکل	۳۰۰	۱۴۰	450 ± 90
طلا	۱۰	۲۴-۱۴۷	52 ± 15
نقره	۲۰	۲۶-۵۸	21 ± 7

یک متغیر مناسبتر برای مقایسه فلزات مختلف، $\gamma_{SF}/b\mu$ ، است زیرا با تعداداتهای واقع در پهنای نقص انباشتگی نسبت معکوس دارد. براین اساس فلزات و آلیاژهای f.c.c. به سه گروه دسته بندی می شوند: (۱) آلومینیم با $\gamma_{SF}/b\mu$ در حدود 2×10^{-2} ، (۲) مس، نقره و طلا با $\gamma_{SF}/b\mu$ در حدود 5×10^{-3} ، و (۳) آلیاژی مانند فولاد زنگ نزن و برنج آلفا با $\gamma_{SF}/b\mu$ در حدود 3×10^{-4} .

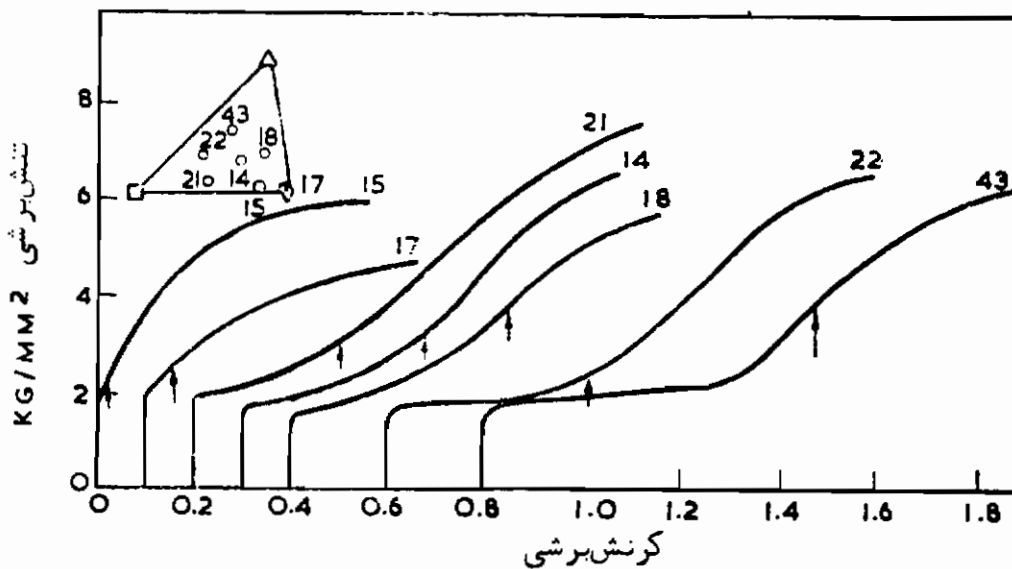
67- Thornton et al., (1962).

68- Dillamore & Smallman, (1965).

منحنیهای تنش - کرنش بلورهای فلزات b.c.c.

علیرغم پژوهشهای متعدد روی فلزات مختلف^{۶۹} تا همین اواخر یک منحنی عمومی مانند منحنی شکل ۱۷-۵ برای فلزات b.c.c. گزارش نشده بود. لیکن پژوهشهای اخیر روی نیوبیم پالایش ناحیه‌ای شده^{۷۰} نشان داده است که نوعی منحنی سه مرحله‌ای برای فلزات b.c.c. وجود دارد. همچنین این پژوهشگران ثابت کرده‌اند که در شرایط مناسب دما و طرز استقرار، منحنیهای مشابهی برای آهن و تانتالم نیز مشاهده می‌شوند.^{۷۱}

همانطور که در جدول ۳-۵ مشاهده می‌شود، τ_I برای نیوبیم در دمای اتاق تقریباً "پنجاه مرتبه بزرگتر از τ_I بلورهای f.c.c. است. البته سه مرحله نیوبیم همانند بلورهای f.c.c. است، به دلیل اینکه θ_I در مرحله I کوچک می‌باشد ($\mu/1000$) و این مرحله تقریباً "متناظر به ۲۰ درصد ازدیاد طول در دمای اتاق است. پس از آن یک انتقال نسبتاً زیاد در جهت افزایش نرخ کارسختی پیش از آغاز مرحله II وجود دارد که در آن θ_{II} خیلی بزرگتر از مرحله I است ($\mu/600$). طول این مرحله نیز متناظر به ۲۰ درصد ازدیاد طول است. بالاخره، ویژگی مرحله III کاهش پیوسته، نرخ کارسختی است که به تشکیل گردنه و شکست منجر می‌شود.



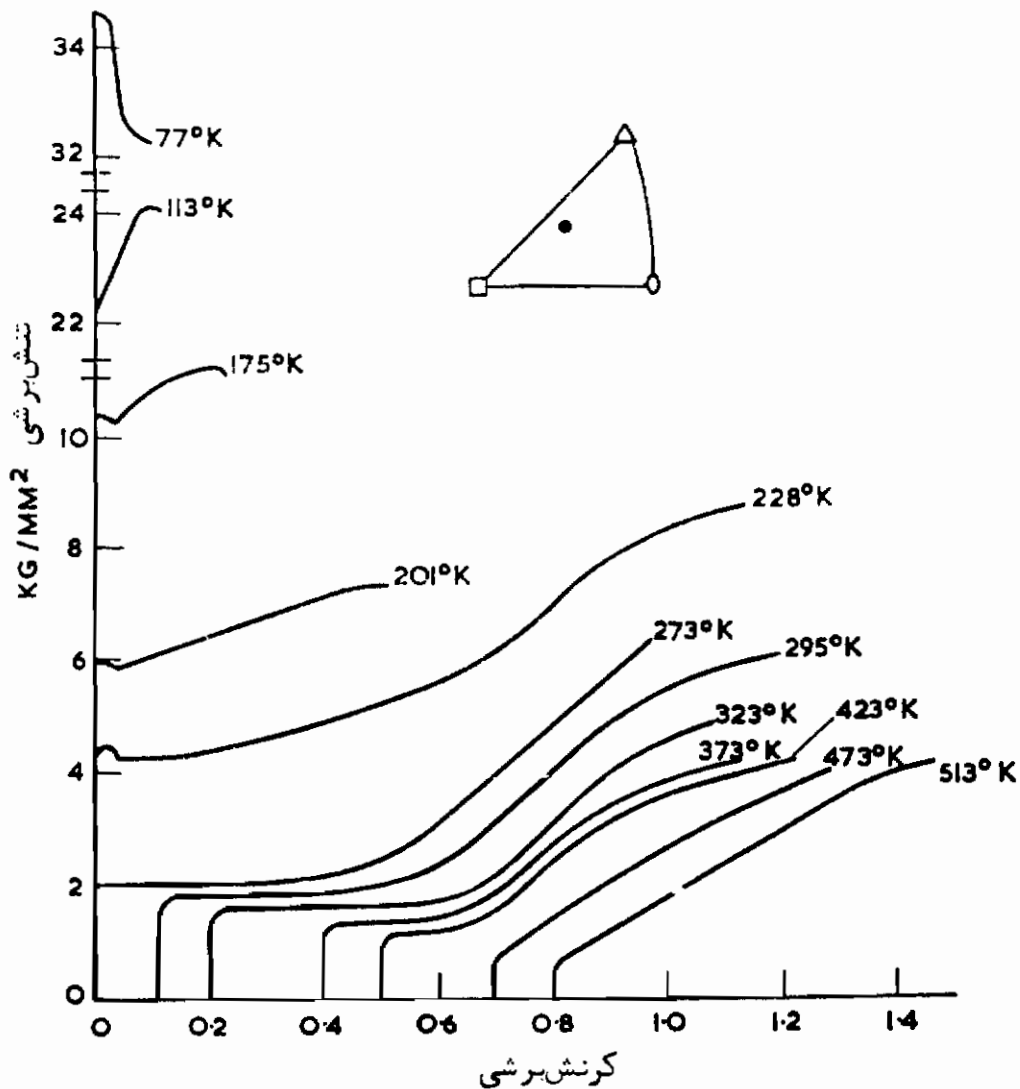
شکل ۲۱-۵ منحنیهای تنش برشی - کرنشی برشی بلور نیوبیم در دمای اتاق. پیکانها، محل پیش بینی شده آغاز لغزش دوگانه هر بلور را نشان می‌دهند.

Mitchell et al., 1963

69- McLean, (1963); Jaoul, (1964).

70- Mitchell et al., (1963). 71- Keh, (1965).

منحنیهای تنش - کرنش برای جهات استقرار مختلف در شکل ۲۱-۵ آمده است. روشنترین تاثیر طرز استقرار طولانی تر شدن مرحله I با دور شدن از مرز تقارن [101]-[001] است. این اثر شبیه اثری است که در فلزات f.c.c. بروز می کند و در این مورد نیز مرحله I کاملاً پیش از رسیدن امتداد محور کشش به مرز تقارن پایان می یابد. در واقع در مورد بلورهای واقع بر مرز تقارن (بلورهای ۱۵ و ۱۷ در شکل ۲۱-۵). مرحله I کاملاً غایب است و منحنیها شبیه منحنیهایی هستند که قبلاً برای بلورهای b.c.c. گزارش شده اند.



شکل ۲۲-۵ منحنیهای تنش برشی - کرنش برشی بلور نیوبیم در دماهای

مختلف . Mitchell et al., 1963

منحنیهای تنش - کرنش دماهای مختلف در شکل ۲۲-۵ مشاهده می شوند. چشمگیرترین اثر دما این است که در دماهای زیر دمای اتاق با کاهش دما τ_y سریعاً افزایش می یابد.

مرحله I در دمای 273°K دارای حداکثر طول است و طول آن با افزایش دما کاهش پیدا می‌کند، در حالیکه ورای 273°K ، طول مرحله‌های II و III با بالارفتن دما به ترتیب کاهش و افزایش می‌یابند. در دماهای زیر 273°K تقارن کمتری در رفتار منحنی مشاهده می‌شود و تقسیم آن به سه مرحله مجزا دشوار است. البته همانند فلزات f.c.c.، شروع مرحله III شدیداً تابع دماست.

همانطور که در مورد فلزات f.c.c. بحث شد، بستگی تنش سیلان به دما در مرحله‌های مختلف منحنی تنش - کرنش را می‌توان با استفاده از روش تغییر دما بررسی کرد. لیکن برخلاف فلزات f.c.c.، قانون کاترل - استوکز تبعیت نمی‌شود، یعنی $\Delta\tau/\tau$ ثابت نیست و رابطه به شکل: $\Delta\tau = \text{ثابت}$ ، و مستقل از کرنش است. این وجه اختلاف فلزات b.c.c. تعجب آور نیست، زیرا عوامل تابع دما و مستقل از دما که تنش سیلان را تشکیل می‌دهند از مناسبات متفاوتی سرچشمه می‌گیرند.

تأثیر نرخ کرنش در اینجا خیلی بیشتر از بلورهای f.c.c. است. به عنوان مثال در مورد نیویم تنش تجزیه شده سریدن آسان از حدود ۱ کیلوگرم بر میلیمتر مربع در نرخ کرنش 5×10^{-6} بر ثانیه به $4/8$ کیلوگرم بر میلیمتر مربع در نرخ کرنش 10^{-1} بر ثانیه افزایش پیدا می‌کند، در حالیکه θ_{II} در همین محدوده فقط نصف می‌شود.

بررسیهای انجام شده روی خطوط لغزش نشان داده‌اند که لغزش ابتدا از صفحات (۱۱۰) آغاز می‌شود، لیکن برخلاف فلزات f.c.c. که نابجاییهای لبه‌ای و پیچی هر دو می‌توانند در ناحیه لغزش آسان به فواصل طولانی روی یک صفحه لغزش کنند، در فلزات b.c.c. فقط نابجاییهای لبه‌ای قادرند به فواصل طولانی حرکت کنند، و پایان مرحله I از روی متوقف شدن لغزش نابجاییهای لبه‌ای به وسیله نوارهای ثانویه لغزش [احتمالاً روی صفحات (۱۱۲)] معلوم می‌شود. در مرحله II طول لغزش کوتاهتر می‌شود و در انتهای مرحله II که مصادف با لحظه گذشتن امتداد و کشش از صفحه تقارن [110]-[001] است، لغزش ثانویه به طور یکنواخت روی سطح پراکنده می‌شود. در مرحله III مختصر تغییر در الگوی لغزش صورت می‌گیرد.

الگوی کلی آنقدر شبیه الگوی فلزات f.c.c. است که تمایل به استفاده از مکانیزمهای مشابه برای بیان نتایج آزمایش وجود دارد. امکان این امر به تفصیل توسط میچل و همکاران^{۷۲} و که^{۷۳} بررسی شده است، لیکن پیش از اینکه بتوان کاملاً آن را توجیه کرد، لازم است آزمایشهای بیشتری صورت گیرد. یک مشکل، تشریح کاهش نرخ کارسختی در مرحله III بر حسب لغزش متقاطع نابجاییهای پیچی فعال شده در اثر گرماست، زیرا در فلزات b.c.c.

لغزش متقاطع موضعی می‌تواند در کرنشهای بسیار کم صورت پذیرد. البته احتمال دارد که آغاز مرحله III متناظر به لغزش متقاطع در مقیاس وسیع باشد.

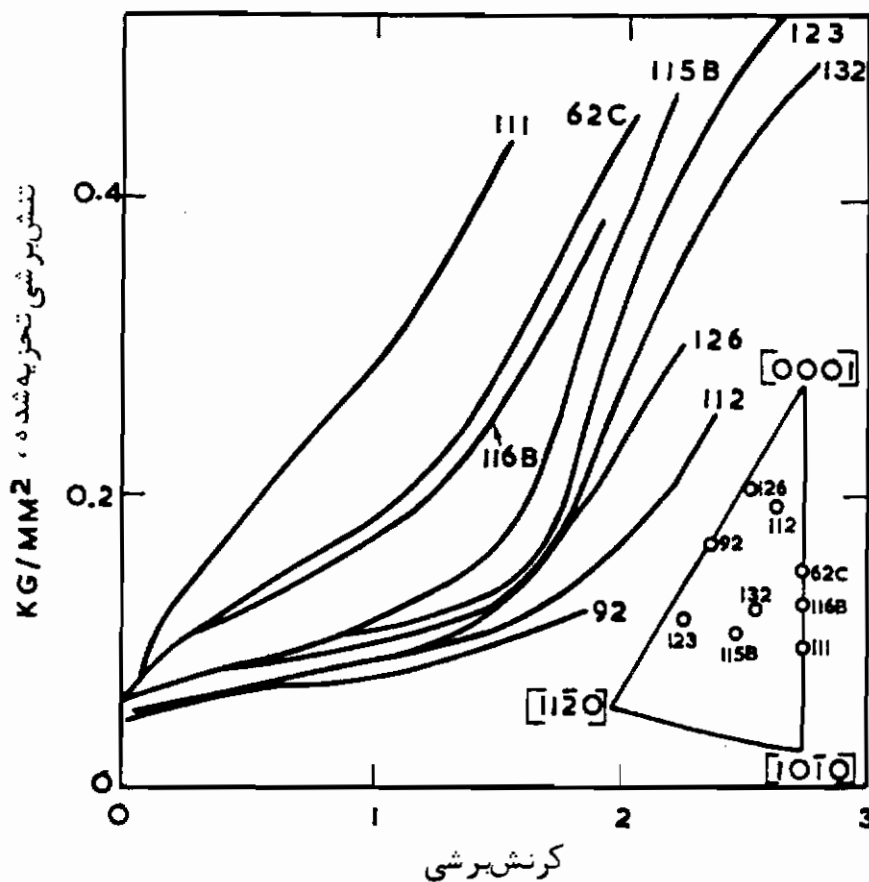
منحنیهای تنش - کرنش بلورهای فلزات h. c.p.

با اینکه منحنیهای رفتار سه مرحله‌ای، نظیر شکل ۱۷-۵ برای تک بلورهای روی و کادمیم توسط پژوهشگران قدیمی تر گزارش شده است، تا همین اواخر پژوهش سیستماتیکی روی این رفتار انجام نشده بود. علت این امر ممکن است این واقعیت باشد که در بلورهای با طرز استقرار مناسب جهت سریدن روی صفحه قاعده، مرحله I با مقدار θ_1 بسیار کوچک تا کرنشهای زیاد وجود دارد و در نتیجه برای مشاهده انحراف لازم است آزمایش تا کرنشهای بسیار زیاد ادامه یابد. تحت این شرایط چرخش و اعوجاج قابل توجهی بروز می‌کند که تحلیل جزئیات فرآیندهای مراحل مختلف را دشوار می‌سازد. البته در سالهای اخیر پژوهشگران متعددی منحنیهای سه مرحله‌ای روی^{۷۴} و دو مرحله‌ای منیزیم^{۷۵} را مورد بررسی قرار داده و گزارش کرده‌اند.

همانگونه که در جدول ۳-۵ مشاهده می‌شود تنش تجزیه شده برای سریدن آسان روی صفحه قاعده در فلزات روی، منیزیم و کادمیم تقریباً مشابه بلورهای f.c.c. است. لیکن در مرحله I نرخ کارسختی کمتر است (تقریباً $\mu/50,000$) و دردمای اتاق این مرحله تا کرنش $\gamma = 1 - 1/5$ ادامه دارد. پس از آن در محدوده‌ای از کرنش به اندازه تقریبی $1 - 0/75 = \gamma$ انتقال به مرحله II با نرخ کارسختی $\mu/1000$ صورت می‌گیرد. بالاخره مرحله III در محدوده کرنش $\gamma = 0/5 - 0/3$ شروع می‌شود و ادامه می‌یابد، و در نتیجه جمع کرنش هنگام شکست بین ۲ تا ۳ در مقایسه با $0/5$ تا ۱ در مورد بلورهای f.c.c. است. از آنجا که قسمت عمده کار روی فلز روی انجام شده است، بحث قسمت بعد با توجه به رفتار این فلز خواهد بود. البته در موارد لازم جنبه‌های اختلاف با منیزیم گوشزد شده است. هنگام بررسی تاشیو طرز استقرار روی بلورهای h.c.p. رعایت دقت ضروری است زیرا در بلورهایی که محور کشششان نزدیک گوشه [0001] مثلث تصویرسازی سه بعدی قرار می‌گیرد (شکل ۲۳-۵) اثرات نرم شدن هندسی بسیار چشمگیر است، در حالیکه در بلورهایی که محور کشششان نزدیک مرز $[10\bar{1}0]$ - $[11\bar{2}0]$ واقع می‌شود، به علت محدودیت حرکت درگیره‌ها

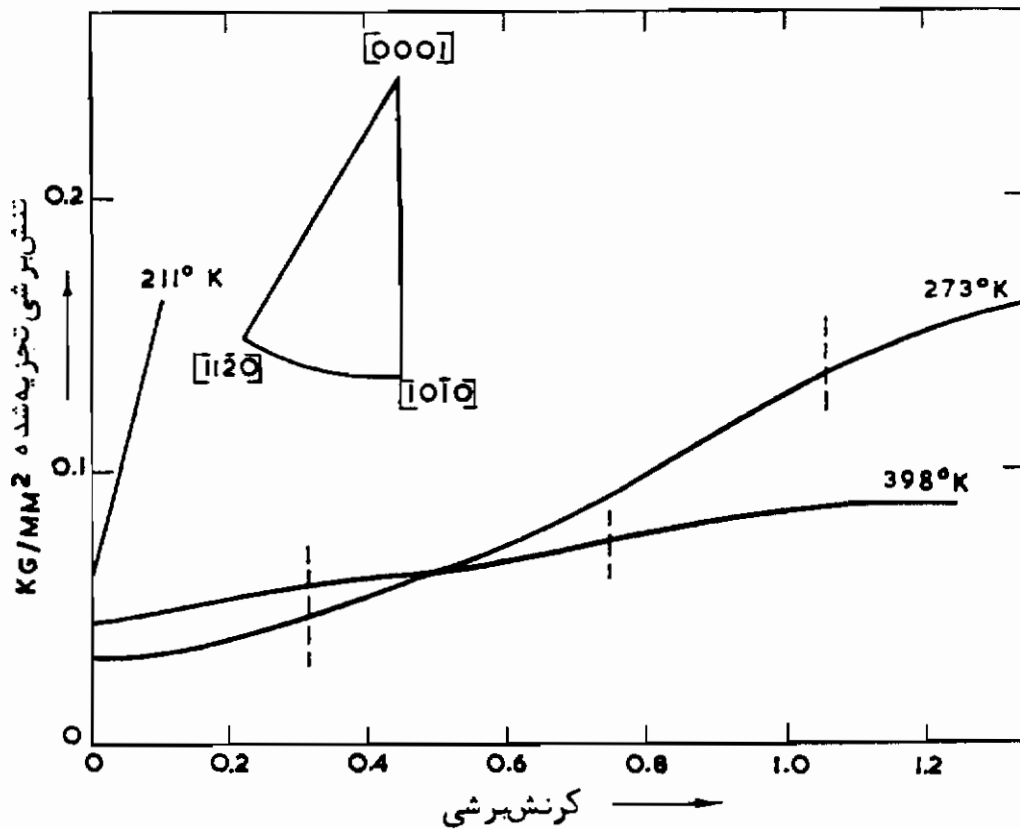
74- Luck et al., (1955); Seeger & Trauble, (1960); Bocek & Kaska, (1964).
75- Yoshinaga & Horiuchi, (1962).

پدیده دوفلوشدن می تواند بروز کند. به دلیل این اثرات معمولاً توجه به طرز استقرارهایی جلب شده است که زاویه بین صفحه قاعده و محورکشش نمونه (χ_0) بین ۱۰ درجه و ۷۰ درجه باشد. همانطور که در شکل ۲۳-۵ مشاهده می شود اثر طرز استقرار در این محدوده نسبتاً کم است. مورد استثنایی بلورهای نزدیک مرز تقارن $[10\bar{1}0]$ - $[0001]$ هستند که تنش برشی تجزیه شده در دو جهت لغزش در صفحه قاعده با هم برابرند. همانطور که از نتیجه عمل لغزش دوگانه انتظار می رود. این گونه بلورها کاهش طول مرحله I و افزایش θ_I از خود نشان می دهند. کوچکی تاثیر طرز استقرار روی θ_I با قدری تفصیل به وسیله بوچک و کاسکا^{۷۶} مورد بررسی قرار گرفته است این پژوهشگران نشان داده اند که ۲۵ درجه تغییر در χ_0 ، θ_I را دو برابر می کند. در مرحله II، θ_{II} مستقل از طرز استقرار به نظر می رسد.



شکل ۲۳-۵ منحنیهای تنش برشی - کرنش برشی بلور روی در دمای

اتاق . Lücke et al., 1955



شکل ۲۴ - ۵ بستگی منحنیهای تنش برشی - کرنش برشی روی به دما

Božek and Kaska, 1964

پژوهشهای انجام شده روی تاثیر دما بر شکل منحنیهای تنش - کرنش به نتایج مورد توافق نرسیده است. منحنیهای شکل ۲۴-۵ بر اساس کار لوکه و همکاران^{۷۷} و بوچک و کاسکا تهیه شده اند که سه مرحله مشخص را در دمای اتاق نشان می دهند. سیگر و ترابل^{۷۸} عقیده دارند که منحنی سه مرحله ای فقط در زیر دمای 250°K کاملاً مشخص است و برای این دما فعال شدن با گرما، عامل مهمی است که منجر به منحنی شبیه منحنی 398°K در شکل ۲۴-۵ برای دمای اتاق می شود. البته وضع منحنی شکل ۲۴-۵ واقعیت را به نظر می رسد. در نتیجه در دماهای بسیار پایین تقسیم به سه مرحله مشخص، دشوار است. برای حدود 250°K ، افزایش کرنش شکست، نسبتاً سریع است و طبق عقیده بوچک و کاسکا در دمای 265°K می توان سه مرحله را از هم تفکیک کرد. البته برخلاف فلزات f.c.c. و b.c.c.، با افزایش دما طول مرحله I افزایش می یابد و θ_1 به مقدار بسیار کوچکی تقلیل پیدا می کند. رفتار مشابهی

در مورد منیزیم گزارش شده است^{۷۹}، و در واقع در این مورد ورای حدود ۴۷۳°K ($۰/۵ T_m$) طول مرحله I بسیار زیاد است و مرحله II مشاهده نمی‌گردد. روشن است که مراحل I و II روی دردمای ۳۹۸°K ($۰/۵۷ T_m$) را نمی‌توان به درستی از یکدیگر تفکیک نمود. آغاز مرحله III، و در نتیجه τ_{III} ، شدیداً تابع دماست.

مسئله "فعال شدن با گرما قدری بر آزمایشهای روی در دمای اتاق تاثیر می‌گذارد، زیرا در اثر نگاه داشتن نمونه در دمای اتاق پس از تغییر شکل در مرحله I، بازیافت چشمگیری حاصل می‌شود. این امر به شکل اثر شدید نرخ کرنش بر θ_I که توسط لوکه و همکاران مشاهده شده است، منعکس می‌باشد. البته در اثر نگاه داشتن در دمای اتاق پس از تغییر شکل در مرحله II بازیافت کمی حاصل می‌شود. و همانطور که انتظار می‌رود بستگی θ_{II} به نرخ کرنش کمتر از بستگی θ_I به آن است.

در اینجا نیز همانند فلزات b.c.c.، شباهت پاره‌ای از مشاهدات به مشاهدات بلورهای f.c.c. می‌رساند که می‌توان از مکانیزمهای مشابه جهت تشریح نتایج آزمایش بهره گرفت. البته برخی مشاهدات نشان می‌دهند که این مکانیزمها (اگر مورد داشته باشند) باید تا اندازه زیادی تصحیح شوند. بررسیهای خطوط لغزش توسط سیگر و تراپل روشن کرده‌اند که در مرحله I لغزش عملاً "به صورت لغزشهای ظریف در طولهای زیاد صورت می‌گیرد و الگوی آن مشابه فلزات f.c.c. است. لیکن ورای ۲۵۰°K ، ظاهراً لغزش در نوارهای کوتاه همراه با انحنای خطوط لغزش در دو انتها صورت می‌گیرد که بیانگر بروز لغزش اتصالی در یک دستگاه دیگر است که با پیشنهاد بوچک و کاسکا مبنی بر عمل دستگاههای لغزش ثانویه روی صفحات غیرقاعده در مرحله I، موافقت دارد. واکنش بین نابجاییها در اثر چنین لغزشی با قدری تفصیل مورد بررسی قرار گرفته و برای تشریح بستگی θ_I به طرز استقرار مورد استفاده قرار گرفته است^{۸۰}.

ظاهراً تا کنون جزئیات لغزش در مرحله II مورد بررسی قرار نگرفته است، لیکن با توجه به شباهت با فلزات f.c.c. می‌توان انتظار داشت که مرحله II با لغزش شدید ثانویه همراه باشد که منجر به کاهش طول موثر لغزش و در نتیجه افزایش θ_{II} می‌شود. پژوهشهای بوچک و کاسکا^{۸۱}، و مشاهداتی که ثابت کرده‌اند که برخی تغییرشکلهای مشاهده شده در بلورهای روی پس از کرنشهای زیاد را فقط می‌توان با عمل سریدن زیاد در صفحات غیرقاعده توجیه کرد، این نظر را به شدت تایید می‌کنند. البته در اینجا نیز مانند فلزات f.c.c. که

79- Yoshinaga & Horiuchi, (1962)

80- Bocek et al., (1964)

81- Bocek & Kaska

نحوه‌های دیگر تغییر شکل مانند چین خوردگی و نوارهای تغییر شکل می‌توانند نقش مهمی داشته باشند. وجود دوقلوشدن و چین خوردگی نیز می‌تواند موجب پیچیدگی مسئله تغییر شکل فلزات h.c.p. گردد. بررسیهای میسینگ و شرودر^{۸۲} وجود این گونه نحوه‌های تغییر شکل در بلورهای زوی با طرز استقرار در وسط مثلث پس از کرنشهای زیاد را به روشنی نشان داده است. در واقع این امر در بلورهای منیزیم نیز مشاهده شده است. به عقیده^{۸۳} یوشیناگا و هوری اوچی سخت‌شوندگی بلورهای با طرز استقرار در وسط مثلث در مرحله II تابع قفل شدن نوارهای چین خوردگی {1120} در اثر تشکیل دوقلوهای {1012} است. بنابراین می‌توان بستگی θ_{II} و τ_{II} به دما را بر اساس اثر دما روی فرآیند دوقلوشدن توجیه کرد.

تنها مشاهدات مربوط به مرحله III مشاهدات بوچک و کاسکا به کمک میکروسکپ الکترونی است که لغزش متقاطع شدید در این مرحله را نشان داده است. بر این اساس پیشنهاد کرده‌اند که مرحله III فلزروی متناظر به لغزش متقاطع شدید نابجاییهای پیچی است و بستگی τ_{III} روی به دما را می‌توان به روشی مشابه فلزات f.c.c. توجیه کرد، که در این صورت مقدار انرژی نقص انباشتگی ۳۷۰ ارگ بر سانتیمتر مربع می‌شود.

روشن است که برای پالایش نظرات فوق و بسط این مشاهدات به فلزات منشوری با $c/a < 1/62$ ، کار بیشتری لازم است، لیکن به نظر می‌رسد که نظرات هماهنگی در مورد خواص مومسان تک بلورهای مواد با ساختارهای مختلف در حال شکل یافتن است.

منحنیهای تنش - کرنش تک بلورهای آلایاها

افزودن مواد محلول دو اثر مهم روی منحنیهای تنش - کرنش تک بلورها می‌گذارد:

۱- تغییر شروع سیلان مومسان در اثر افزایش تنش تجزیه شده سریدن آسان، و در پاره‌ای موارد با ایجاد نقاط تسلیم.

۲- تغییر شکل منحنی با از بین بردن یا زیاد کردن برخی مراحل منحنی.

شدت این تغییرات تابع ماهیت آلایا است و بهتر است آلایا‌های محلول جامد و آلایا‌های حاوی رسوب به‌طور جداگانه مورد بررسی قرار گیرند.

آلایا‌های محلول جامد

افزودن ماده محلول، تنش تجزیه شده، برای سریدن آسان آلایا‌های محلول جامد را

بالا می‌برد. افزایش مقدار ماده، محلول این اثر را تشدید می‌کند. در آلیاژهای محلول جامد کامل، بیشترین مقدار تنش تجزیه شده برای سریدن آسان، در حدود مخلوط ۵۰ درصد اتمی دیده می‌شود. این اثر، استحکام بخشی با محلول جامد خوانده می‌شود. نرخ تغییرات تنش برشی بر حسب غلظت اتمی ماده، محلول ($d\tau/dc$) انواع مختلف آلیاژها در جدول ۷-۵ آمده است. همانطور که ارقام این جدول نشان می‌دهند، مقدار افزایش استحکام انواع مختلف مواد محلول را می‌توان در دو طبقه کاملاً متفاوت قرار داد.

جدول ۷-۵، اثر نقصهای مختلف روی استحکام بخشی بلورها^{۸۴}

ماده	نقص	استحکام بخشی به ازاء درصد اتمی
آلومینیم	اتمهای جانشین	$\mu/10$
مس	اتمهای جانشین	$\mu/20$
آهن	اتمهای جانشین	$\mu/16$
نیکل	اتمهای بین نشین	$\mu/10$
نیوبیم	اتمهای جانشین	$\mu/10$

آلومینیم (تبرید ناگهانی)	جای خالی به شکل صفحه	2μ
مس (تابش اتمی)	اتمهای مس بین نشین	9μ
آهن	اتمهای کربن بین نشین	5μ
نیوبیم	اتمهای ازت بین نشین	2μ

وجه تمایز این دو نوع نقص ساختاری، بین نشینی یا جانشینی محلول نیست، چه هر دو نوع محلول در هر دو طبقه یافت می‌شوند، بلکه اختلاف در تقارن یا عدم تقارن میدان کرنش است. نقص ساختاری مواد نیمه، بالای جدول ۷-۵ اقلاً دارای نوعی تقارن مکعبی میدان کرنش هستند، در حالیکه مواد نیمه پایین نقص ساختاری غیر متقارن داشته و میدان کرنش شدیداً مکعب مستطیل شکل است. در این جدول نسبت بین نرخ استحکام بخشی دو طبقه تا اندازه‌ای اغراق آمیز است، زیرا در محلولهای رقیقتر استحکام بخشی خطی نیست، بلکه با جذر غلظت ماده، محلول متناسب است. به همین دلیل $d\tau/dc$ در غلظتهای کم، بزرگ است و از آنجا که ارقام مربوط به استحکام بخشهای تدریجی به ازاء غلظت در حدود 10^{-2}

و ارقام مربوط به استحکام بخشهای سریع به ازاء غلظت در حدود 10^{-4} هستند، به طور متعارف اثر استحکام بخشی سریع ده برابر استحکام بخشی تدریجی است.

برای توجیه این اثرات مکانیزمهای گوناگون قفل شدن نابجایی شامل واکنشهای کشان واکنشهای شیمیایی، واکنشهای الکتریکی و نظم با حوزه کوچک پیشنهاد شده اند^{۸۵}. با اینکه بحث در جزئیات این مکانیزمها خارج از حوصله این کتاب است، باید خاطر نشان ساخت همانطور که قبلاً گفته شده است اینگونه مکانیزمها می توانند موجب افت تنش تسلیم گردند لیکن کمک چندانی به نقطه تسلیم پایینی نمی کنند. در عوض پژوهشهای فینه و همکارانش^{۸۶} ثابت کرده است که استحکام بخشی در اثر محلول جامد به علت واکنش کلی نابجاییهای متحرک با اتمهای محلول است. قسمتی از این واکنش حوزه وسیع دارد و استحکام بخشی را فقط در دماهای متوسط مفید می سازد. قسمت دیگر دارای حوزه کوچک است و فقط موجب استحکام بخشی در دماهای پایین می شود. بنابراین چند مکانیزم قفل شدن مختلف می توانند در یک آلیاژ عمل کنند و تمیز دادن آنها بر اساس نتایج تجربی بسیار دشوار است.

ویژگی مهم اینگونه آلیاژ کردن در این است که بستگی تنش تجزیه شده برای سریدن آسان آنها به دما خیلی بالاتر از فلزات خالص است. این اختلاف در مورد آلیاژهای با پایه مس در شکل ۲۵-۵ نمایش داده شده است. ارقامی مانند داده های این منحنی در تصمیم گیری بین واکنشهایی که بستگی آنها به دما متفاوت است، مفید هستند. به عنوان مثال، مکانیزمهای تابع واکنشهای شیمیایی سوزوکی^{۸۷} بستگی بسیار کمتری به دما را پیش بینی می کنند تا مکانیزمهای تابع واکنشهای کشان کاترل^{۸۸}. در دماهای بالا (بزرگتر از $0.5 T_m$) و نرخهای کرنش متعارف استحکام بخشی با محلول جامد بشدت در اثر افزایش نفوذ اتمهای محلول کاهش یافته و تنش تجزیه شده برای سریدن آسان تا مقدار نزدیک به تنش فلز خالص پایین می آید.

همانگونه که در مثالهای شکل ۲۶-۵ مشاهده می شود، ناحیه سریدن آسان در آلیاژهای رقیق در اثر آلیاژ کردن به صورت محلول جامد افزایش چشمگیری پیدا می کند^{۸۹}. البته شیب منحنی عملاً ثابت می ماند و در نتیجه تاثیر اساسی این عمل بالا بردن ناحیه سریدن آسان است و مرحله II در تنشهای بالاتر آغاز می شود. متأسفانه در این پژوهش جزئیات مرحله III مورد بررسی قرار نگرفته است.

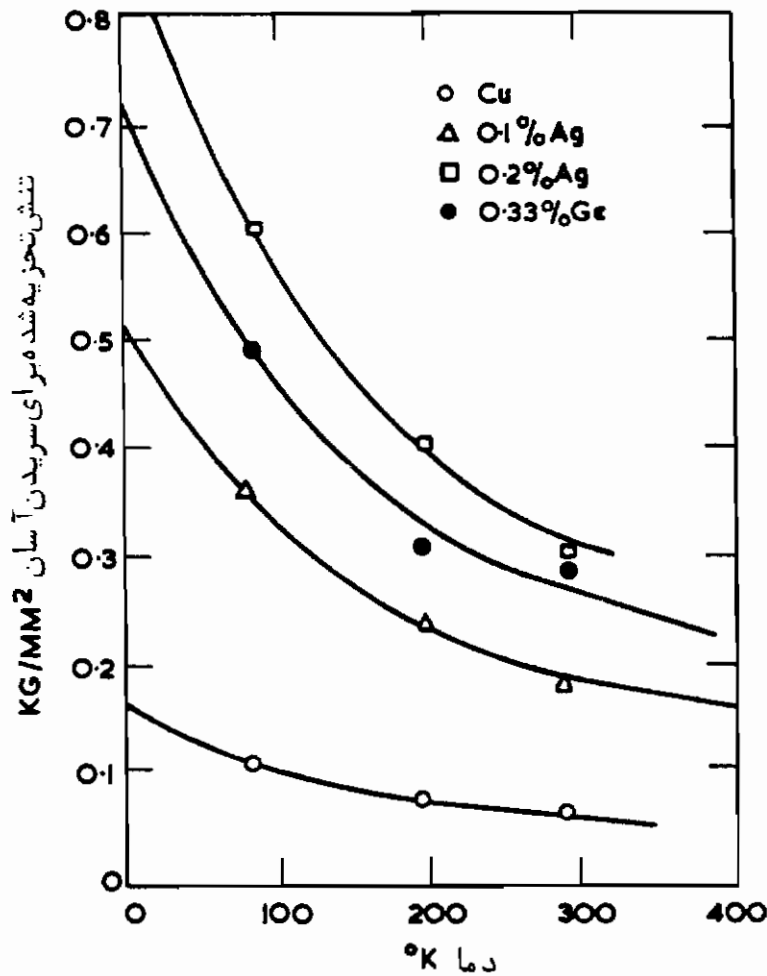
85- Weertman & weertman, (1964)

86- Hendrickson & Fin, (1961)

87- Suzuki

88- Cottrell

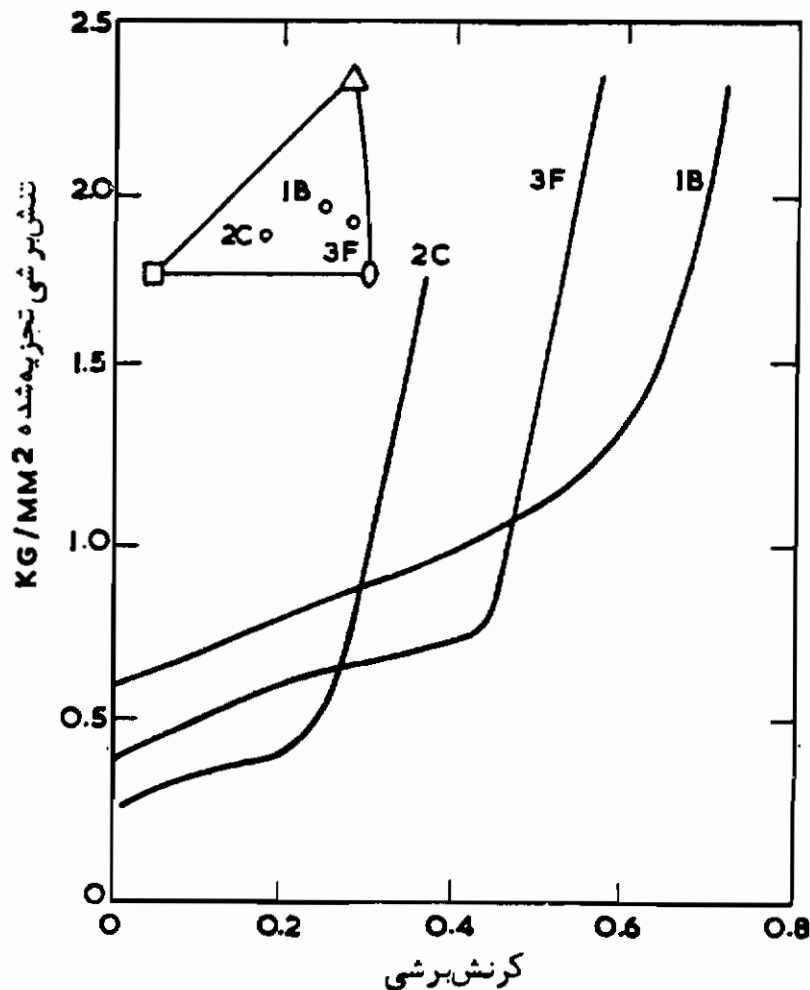
89- Garstone & Honeycombe, (1957)



شکل ۲۵ - ۵ بستگی تنش تجزیه شده سریدن آسان بلورهای مس و آلیاژهای مس به دما (Garstone and Honeycombe, 1957)

در مورد آلیاژهای غلیظ طی سالهای اخیر دو سیستم آلیاژهای مس - روی (تا ۳ درصد روی 9°) و نیکل - کبالت (تا ۶۷ درصد کبالت) مورد توجه قرار گرفته اند. در سیستم مس - روی قدری اشکال در تعبیر نتایج مرحله I وجود دارد، زیرا تغییر شکل در اثر پخش شدن نوارهای لودرز صورت می گیرد. البته در هر دو مورد، ناحیه سریدن آسان در اثر آلیاژ کردن به میزان چشمگیری نسبت به مقدار مربوطه در فلز خالص افزایش پیدا می کند. اثر دیگر آلیاژ کردن طولانی تر کردن مرحله II و افزایش τ_{III} و همچنین θ_{III} نسبت به فلز حلال است. روشن است که این افزایش از نقطه نظر تغییر شکل مواد چندبلوره اهمیت دارد، زیرا همانطور که قبلاً گفته شد بیشتر دانه های مواد چندبلوره در شرایط مرحله III تغییر شکل می دهند. نتایج آزمایش

آلیاژهای چند بلوره^۹ مس نشان داده اند که افزودن مواد آلیاژی تمام منحنی تنش - کرنش را به سمت بالا منتقل می کند ، شیب آن را زیادتر کرده و افت نهایی نرخ سخت شدن کرنشی را به تاخیر می اندازد . این مشاهدات با رفتار مرحله^۳ III تک بلورها مطابقت دارد .



شکل ۲۶ - ۵ منحنیهای تنش برشی - کرنش برشی بلورهای مس نقره دردمای اتاق . 2C : ۱۳٪ درصد اتمی نقره 3F : ۲۷٪ درصد اتمی نقره 1B : ۵٪ درصد اتمی نقره Garstone and Honeycombe, 1957

بنابراین افزودن عناصر آلیاژی فرآیند لغزش متقاطع فعال شده در اثر گرما در مرحله^۳ III را به تعویق می اندازد . با توجه به اینکه به تجربه معلوم شده است که در آلیاژهای دوتایی مورد بحث ، افزودن ماده^۹ حلال به میزان چشمگیری انرژی نقص انباشتی محلول را کاهش می دهد^{۹۱} ، چنین می نماید که بلورهای آلیاژ تا اندازه^۹ زیادی همانند فلزات خالص با انرژی نقص انباشتی کم ، رفتار می کنند .

91- Howie & Swann, (1961)

آلیاژهای حاوی رسوب

اگر میزان حلالیت عنصر محلول در حلال محدود باشد، احتمال رسوب ذرات فاز دوم با ترکیب متفاوت با فاز زمینه، وجود دارد. بهتر است ابتدا اختلاف بین رسوبهای نوع منطقه گینیر-پرستون^{۹۲} و نوع مجزا، مشخص گردد. رسوبهای نوع گینیر-پرستون را می توان نوعی تغییر ترکیب شیمیایی در محلول جامد بدون تغییر یا با تغییر ساختار دانست. بسته به اختلاف اندازه^{۹۳} بین اتمهای حلال و محلول، ممکن است ماده اطراف منطقه در معرض کرنش چشمگیری قرار گیرد. در رسوبهای نوع مجزا، ساختار رسوب با ساختار زمینه متفاوت است و میزان چسبندگی بین رسوب و زمینه بر حسب نوع سیستم آلیاژی ممکن است بین دو حد چسبیده با ایجاد کرنش چشمگیر در زمینه، تا غیر چسبیده و بدون ایجاد کرنش در زمینه، تغییر کند. همه انواع رسوبها موجب استحکام بخشی می شوند، لیکن منطقه گینیر-پرستون و رسوبهای مجزای نسبتاً چسبیده از همه مؤثرترند.

اگر در یک سیستم آلیاژی میزان حلالیت با کاهش دما پایین بیاید، غالباً می توان با عملیات حرارتی مناسب ساختارهای مختلفی به وجود آورد که در آنها از خواص هر دو نوع رسوب منطقه ای و مجزا به درجات مختلف بهره گیری شود. این روش خصوصاً در مورد آلیاژهای با پایه آلومینیم به وسیله پژوهشگران متعددی به کار گرفته شده است. محلول جامد پایدار در دمای بالا را می توان با تبرید به وسیله هوا یا آب حفظ کرد. با استفاده از فرآیند پیرکردن در دماهای مختلف و به مدت زمانهای متفاوت، می توان ساختارهای مطلوب را به دست آورد. با پیرکردن در دماهای پایین می توان رسوبهای نوع منطقه ای به وجود آورد و همانطور که در مورد آلیاژهای با پایه آلومینیم در جدول ۸-۵ مشاهده می شود، وجود این رسوبها موجب افزایش چشمگیر تنش تجزیه شده برای سریدن آسان، می گردد. در این مورد نتایج آزمایش هماهنگی بسیار خوبی با مکانیزم مبتنی بر قطع شدن منطقه رسوب توسط نابجاییها هنگام حرکت آنها دارد^{۹۳}. بر اساس تئوری، مقدار تنش آلیاژ آلومینیم-نقره در دمای اتاق ۷ کیلوگرم بر میلیمتر مربع است که با مقدار تجربی آن هماهنگی بسیار خوبی دارد. تغییر شکل بعدی همانند تغییر شکل بلورهای آلومینیم است، لیکن فقط در کرنشهای بالاتر نرخ سخت شدن کرنشی مختصری افزایش می یابد. این افزایش ممکن است در اثر کاهش انرژی نقص انباشتنی زمینه به وسیله اتمهای محلول باشد که قبلاً مورد بحث قرار گرفته است. ظاهراً بستگی تنش به دما که در جدول ۸-۵ مشاهده می شود بیشتر در زمینه حاصل می گردد و فرآیند

92- Guinier-Preston or (G-P) 93- Kelly, (1958).

قطع کردن عملاً" مستقل از دماست.

جدول ۸-۵ تاثیر رسوبهای نوع منطقه‌ای روی تنش تسلیم (kg/mm^2)
آلیاژهای با پایه آلومینیم در دماهای مختلف (Price and Kelly, 1964)

دمای آزمایش ($^{\circ}\text{K}$)			ماده	
۷۷	۱۹۸	۲۹۰		
-	-	۵/۵۰	G-P I	آلومینیم-۳/۷ درصد وزنی مس
۱۰/۱۲	۸/۵۸	۸/۲۵	G-P II	آلومینیم-۳/۷ درصد وزنی مس
۷/۴۴	-	۷/۴۴		آلومینیم-۲۰ درصد وزنی نقره
۸/۴۳	-	۸/۴۳		آلومینیم-۱۵ درصد وزنی روی

با پیرکردن در دماهای بالاتر می‌توان ذرات مجزا به وجود آورد. رفتار اینگونه آلیاژها هنگام تغییر شکل تابع ماهیت این ذرات است. بنابراین رفتار آلیاژهای آلومینیم-روی (که در آنها ذرات α' تشکیل می‌شود) همانند آلیاژهای حاوی رسوبهای نوع منطقه‌ای است، زیرا ذرات در تنشهای پایین تسلیم شده و موانع محکمی در مقابل حرکت نابجاییها به وجود نمی‌آورند. لیکن رفتار آلیاژهای آلومینیم-مس و آلومینیم-نقره [رسوب‌های θ' (Al-Cu) و γ' (Al-Ag)] ترکیبات بین-فلزی سختی هستند [تفاوت چشمگیری با رفتار آلیاژهای حاوی رسوبهای نوع منطقه‌ای دارد. منحنیهای تنش- کرنش شبیه منحنیهای مواد چند بلوره هستند زیرا مرحله I و بخش عمده مرحله II از بین می‌رود و نرخ کارسختی اولیه بسیار بالاست (تقریباً $40/\mu$). این تغییرات ناشی از این واقعیت هستند که ذرات رسوب موانع قوی در راه حرکت نابجاییها هستند و تنشهای موضعی اطراف ذرات موجب تغییر شکل در اثر لغزش چندگانه و در نتیجه نرخ کارسختی زیاد می‌شوند. البته تاثیر این امر روی تنش تسلیم کمتر از تاثیر رسوبهای نوع منطقه‌ای در همین آلیاژهاست. به عنوان مثال تنش تسلیم Al-Cu و Al-Ag در دمای اتاق به ترتیب ۴/۲ و ۴/۵ کیلوگرم بر میلیمتر مربع است.

همانند آلیاژهای محلول جامد، اثر استحکام بخشی مواد رسوبی در دماهای بالاتر که افزایش نفوذ اتمهای محلول منجر به حل شدن مجدد رسوب می‌گردد، شدیداً کاهش می‌یابد.

کتابها و مقالات پیشنهادی

- Barrett, C. S. 1952. *Structure of Metals*. New York: McGraw-Hill.
- Boas, W., and E. Schmid. 1950. *Plasticity of Crystals* (English edition). London: F. A. Hughes.
- Boček, M. 1963. *Phys. Stat. Sol.*, 3, 2169.
- Clarebrough, L. M., and M. E. Hargreaves. 1959. *Progress in Metal Physics*, vol. 8. London: Pergamon Press, p. 1.
- Cohen, J. B. 1966. *Advanced Diffraction Methods in Materials Science*. New York: The Macmillan Company.
- Friedel, J. 1964. *Dislocations*. London: Pergamon Press.
- Honeycombe, R. W. K. 1961. *Progress in Materials Science*, vol. 9. London: Pergamon Press, p. 93.
- Jaoul, B. 1964. *Étude de la Plasticité et Application aux Métaux*. Paris: Dunod.
- Maddin, R., and N. K. Chen. 1954. *Progress in Metal Physics*, vol. 5. London: Pergamon Press.
- McLean, D. 1962. *Mechanical Properties of Metals*. New York: John Wiley.
- Mitchell, T. E. 1964. *Prog. App. Materials Research*, vol. 6. London: Temple Press Books, p. 117.
- Nabarro, F. R. N., Z. S. Basinski, and D. B. Holt. 1964. *Adv. Phys.*, 13, 193.
- National Physical Laboratory. 1963. *Symposium on the Relation Between the Structure and Mechanical Properties of Metals*, 2 vols. London: Her Majesty's Stationery Office.
- Partridge, P. G. 1967. *Met. Reviews*, 12, 169.
- Reed-Hill, R. E., J. P. Hirth and J. C. Rogers (eds.) 1964. *Deformation Twinning*. New York: Gordon and Breach.
- Weertman, J. 1965. In *Advanced Physical Metallurgy* (ed. R. W. Cahn). Amsterdam: North-Holland Publishing Co.
- Weertman, J., and J. R. Weertman. 1964. *Elementary Dislocation Theory*. New York: The Macmillan Company.

مسائل

- ۱ روش پیشنهادی خود برای تعیین دستگاههای لغزش فعال در یک آلیاژ جدید با ساختار b.c.c. را به دقت تشریح کنید. با توجه به تحریبات حاصل از فلزات دیگر با این ساختار چه نتیجه‌ای را پیش‌بینی می‌کنید.
- ۲ صفحات لغزش {111} در یک ساختار f.c.c. رسم نموده و جهات لغزش را در آنها نشان دهید. بر این اساس ثابت کنید که برای تشریح واکنشهای نابجاییهای کامل و ناقص در بلورهای f.c.c. می‌توان از یک چهاروجهی استفاده کرد. (راهنمایی: به مقاله Weertman and Thompson, 1953, *Proc. Phys. Soc.*, **B66**, 481 و فصل ۴ کتاب Weertman مراجعه کنید).
- ۳ صفحات و جهات ممکن لغزش ساختارهای h.c.p. را رسم کرده، نشان دهید که برای تشریح واکنشهای ناقص و کامل در این ساختار می‌توان از یک هرم دوقلو استفاده کرد. (راهنمایی: به مقاله A. Berghezan, A. Fourdeux and S. Amelinckx, 1961, *Acta Met.*, **9**, 464, و فصل ۴ کتاب Weertman and Weertman مراجعه کنید).
- ۴ زاویه بین محور کشش و خط عمود بر صفحه لغزش و جهت لغزش در یک بلور f.c.c. به ترتیب ۳۴ و ۶۷ درجه است. اگر تنش کششی وارده ۱/۰ کیلوگرم بر میلیمتر مربع باشد، تنش برشی تجزیه شده روی تمام دستگاههای لغزش ممکن در این ساختار را محاسبه کنید. (راهنمایی: از تصویرسازی سه‌بعدی استفاده کنید).
- ۵ اگر بلور مسئله ۴ در تنش ۱۲۵/۰ کیلوگرم بر میلیمتر مربع تسلیم شود، تنش تجزیه شده برای سریدن آسان چقدر است؟
- ۶ کمترین تنش کششی که موجب لغزش بلور تیتانیوم روی یک (یا چند) صفحه منشوری می‌شود، در دو حالت زیر چقدر است؟ (الف) محور کشش در امتداد $[10\bar{1}0]$ و (ب) محور کشش در امتداد $[11\bar{2}0]$ است.
- ۷ ارقام زیر از آزمایش کشش تک بلور منیزیم در دمای اتاق به دست آمده است:

χ°	λ°	تنش تسلیم kg/mm^2
۸	۱۱	۰/۲۸۰
۲۷	۳۶	۰/۱۰۸
۳۸	۴۱	۰/۰۸۴
۵۵	۵۴	۰/۰۷۰
۶۳	۶۳	۰/۱۰۳
۷۶	۷۷	۰/۱۸۰

در اینجا χ^0 زاویه بین صفحه لغزش قاعده و محور تنش و λ^0 زاویه بین جهت لغزش و محور تنش است. اعتبار رابطه (۵-۱) را بررسی کرده و تنش تجزیه شده برای سریدن آسان را تعیین کنید.

۸ فرض کنید یک تک بلور منیزیم در دمای اتاق طوری در معرض فشار قرار گرفته است که جهت [0001] بر محور فشار منطبق باشد. با فرض اینکه تنش لازم برای دوقلو شدن در صفحه (10 $\bar{1}2$) ده برابر تنش تجزیه شده برای سریدن آسان، برای لغزش روی صفحه (0001) باشد، معلوم کنید که آیا این بلور لغزش می‌کند یا دوقلو می‌شود.

۹ مکان هندسی ضرایب ثابت طرز استقرار (M) بین $2/0$ تا $3/33$ را به فواصل $0/2$ روی مثلث استاندارد محاسبه کرده و نتایج به دست آمده را با ارقام تجربی تغییر شکل بلورهای آلومینیم در شکل ۵-۱۸ مقایسه کنید. در کدام شرایط استقرار، ضریب استقرار M برای دو یا چند دستگاه یکسان است و تعداد این دستگاهها در هر مورد چند است.

۱۰ ارقام زیر از آزمایش کشش تک بلور آلومینیم در دمای اتاق به دست آمده‌اند. مقطع نمونه $\frac{1}{8} \times \frac{1}{8}$ (اینچ) و زاویه محور کشش نسبت به جهات [100]، [110] و [111] به ترتیب ۲۷، ۲۴/۵ و ۲۹/۵ درجه است.

طول قسمت مورد آزمایش	نیرو (kg)
۱۰/۰۰۰	۰/۰۰۰
۱۰/۰۰۵	۱/۲۴۰
۱۰/۰۴	۱/۴۳۰
۱۰/۱۰	۱/۶۳۴
۱۰/۱۵	۱/۸۱۵
۱۰/۱۸	۲/۱۱۰
۱۰/۲۰	۲/۳۶۰
۱۰/۲۲	۲/۶۵۵

مطلوب است:

(الف) تنش تجزیه شده برای سریدن آسان

(ب) کرنش برشی تجزیه شده در پایان مرحله I

(پ) کرنش برشی تجزیه شده بلوری با این طرز استقرار درست پیش از رسیدن

به وضعیت تقارن و هنگامی که محور کشش روی دایره عظیمه [100]-[111] قرار دارد

(راهنمایی: از تصویرسازی سه بعدی استفاده کنید).

۶

خواص مومسان توده‌های چند بلوره

تغییر شکل چند بلورها

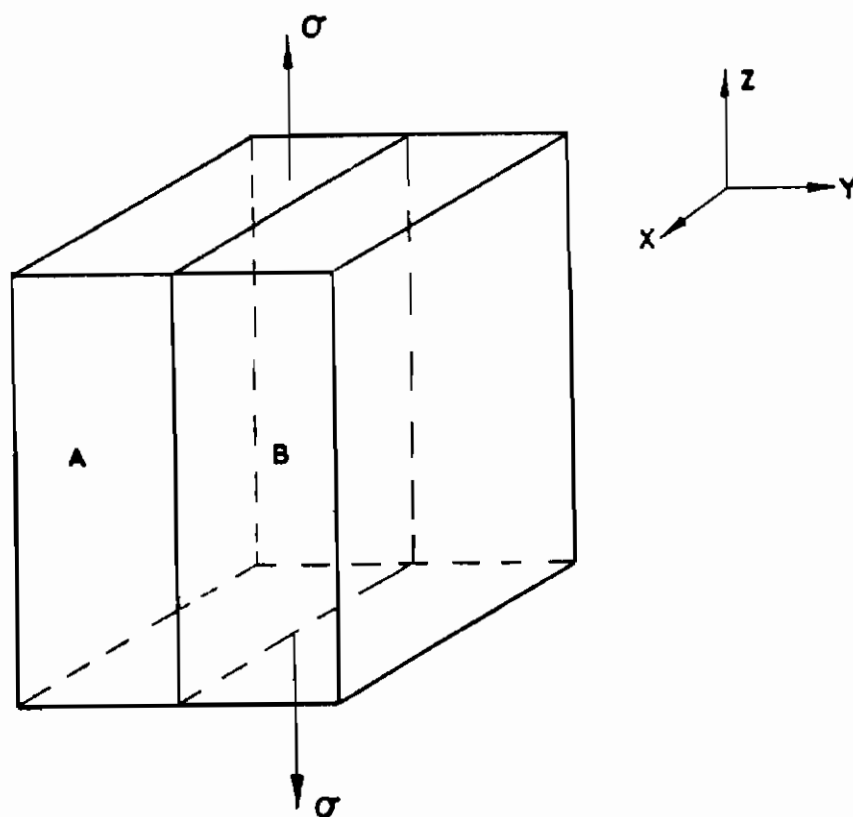
بسیاری از پژوهش‌های بنیادی روی رفتار بلور در شرایط مرزی حاصل از پیوستگی با بلورهای دیگر توده حامد، با استفاده از توده‌های ساده متشکل از چند بلور با شکل هندسی و طرز استقرار مشخص صورت گرفته است. این توده‌های آزمایشی چند بلوره خوانده می‌شوند و با توده‌های چند بلوره که شامل تعداد زیادی بلور با طرز استقرارهای اتفاقی هستند، تفاوت دارند. ساده‌ترین نوع چند بلور، دوبلور است.

ابتدا تغییر شکل دوبلورهای هم محور، یعنی نمونه‌هایی که طرز استقرار هر دو بلورشان نسبت به محور کشش یکسان است، را بررسی می‌کنیم. انواع کامل طرز استقرار این گونه دوبلورها را می‌توان با جبرخاندن یکی از بلورها نسبت به بلور دیگر حول محور کشش، انعکاس نسبت به صفحه فصل مشترک، یا ترکیب این دو عامل به وجود آورد. این عملیات را می‌توان به گونه‌ای انتخاب کرد که دوبلور سازگار یا ناسازگار باشد. عبارت سازگار برای تشریح نمونه‌هایی به کار می‌رود که با فرض برش همگن در دستگاه لغزش اولیه به تنهایی، هریک از بلورها به گونه‌ای تغییر شکل دهند که گویا جزیی از توده نیستند. به عبارت دیگر، اگر اجزاء دوبلور به طور جداگانه تغییر شکل داده شوند، باید بتوان مجدداً آنها را بدون نیاز به هرگونه تغییر شکل اضافی در محل صفحه مرزدانه بهم چسبانید.

برای درک بهتر مسئله، دستگاه مختصات متعامد x, y, z را مطابق شکل ۱-۶

متصل به دوبلور هم محور فرض کنید. مرزدانه صفحه xz و امتداد تنش کششی، محور z است. فرض بر این است که تک بلورهای A و B به گونه‌ای قرار گرفته‌اند که تنش برشی تجزیه

شده روی یک صفحه لغزش بیشتر از صفحه دیگر است. هدف از آزمایش این است که به بینیم مرزدانه چگونه روی تغییر شکل دو تک بلور اثر می گذارد. فرض دیگر این است که فرآیند لغزش را می توان نوعی برش همگن در نظر گرفت و ناهمگنی میکروسکوپی ایجاد شده در مرز دانه قابل چشم پوشی است. (این نکته بعداً مورد بحث قرار می گیرد). تغییر شکل دو بلور را می توان بر حسب شش عامل کرنش یعنی: e_{xx} , e_{yy} , e_{zz} , γ_{xy} , γ_{yz} , γ_{zx} تعریف کرد. وضعیت تنش هنوز تحلیل نشده است، لیکن می توان پیش بینی کرد که باید بسیار پیچیده باشد و احتمالاً برخی حالت های کرنش مستلزم شرایط غیر ممکن تنش است.



شکل ۱-۶ دو بلور هم محور

اگر بلور A به مقدار مختصر γ_1^A روی دستگاه لغزش اولیه اش (دستگاه لغزش ۱) کرنش برشی پیدا کند، عوامل عمده کرنش در مرزدانه عبارتند از:

$$e_{xx}^A = a_1^A \gamma_1^A \quad e_{zz}^A = b_1^A \gamma_1^A \quad \gamma_{xz}^A = c_1^A \gamma_1^A \quad (6-1)$$

در اینجا a_1^A و b_1^A ، c_1^A ضرایبی هستند که به وضع هندسی بین دستگاه لغزش ۱ و وجوه خارجی بلور (z و y و x) بستگی دارند. بیان این عوامل بر حسب کسینوسهای هادی بین

محورهای خارجی x, y, z و x', y', z' و (محورهای دستگاه لغزش) بسیار آسانتر است. اگر محور z' عمود بر صفحه لغزش و محور y' جهت لغزش فرض شود و در نتیجه کسینوسهای هادی: $R_{12} = \cos(x, y')$ و $R_{11} = \cos(x, x')$ باشند:

$$a_1^A = R_{33}R_{32}, \quad b_1^A = R_{13}R_{12}, \quad c_1^A = \frac{1}{2}(R_{33}R_{12} + R_{13}R_{32}) \quad (6-2)$$

اگر بلور B بخواند به اندازه γ_1^B روی دستگاه اولیه اش بلغزد، مقادیر γ_{xz}^B ، e_{xx}^B و e_{zz}^B باید از رابطه‌هایی شبیه رابطه‌های (۶-۱) به دست آیند. حال اگر فرض کنیم که بلورهای A و B با هم به صورت دوبلور تغییرشکل می‌دهند، قبول خواهیم کرد که پیوستگی ماده در مرز دانه باید حفظ شود. بنابراین برای ایجاد شرایط سازشی لازم است.

$$e_{zz}^A = e_{zz}^B, \quad e_{xx}^A = e_{xx}^B, \quad \gamma_{xz}^A = \gamma_{xz}^B \quad (6-3)$$

زیرا این سه عامل هستند که تغییرشکل صفحه فصل مشترک را بیان می‌کنند. از جایگزین ساختن مقادیر رابطه (۶-۲) و مقادیر نظیر آنها برای بلور B در رابطه (۶-۳)، به رابطه زیر می‌رسیم:

$$a_1^A = ka_1^B, \quad b_1^A = kb_1^B, \quad c_1^A = kc_1^B \quad (6-4)$$

بنابراین در مورد دو بلور هم محور فوق‌الذکر: $a_1^A = a_1^B$ و $k = 1$ است. در نتیجه تنها اگر $c_1^A = c_1^B$ و $b_1^A = b_1^B$ باشد، بلورهای یک دو بلور هم محور می‌توانند فقط روی دستگاههای اولیه خود لغزش کنند و هنوز هم شرایط سازشی را برآورده سازند. اگر این شرایط برآورده نشوند دوبلور ناسازگار است و پیوستگی فقط می‌تواند با لغزش روی حداقل چهار دستگاه لغزش مستقل تامین گردد. این امر را می‌توان از بررسی رابطه‌های (۶-۳) دریافت. اگر شرایط لغزش بلور A روی یک دستگاه فراهم شود، بلور B باید شرایط مربوط به سه عامل کرنش تحمیل شده از سوی بلور A را برآورده سازد. این شرایط با لغزش بلور B روی سه دستگاه مستقل برآورده می‌شود. اگر دو تک‌بلور هر کدام روی دو دستگاه مستقل لغزش کنند نیز همین نتیجه حاصل می‌شود. در نتیجه سه معادله پیوستگی و ازدیاد طول از پیش تعیین شده e_{zz} ، چهار شرطی را می‌سازند که می‌تواند با لغزش روی چهار دستگاه برآورده شود. جزئیات روشهای ممکن دیگر نیز مورد بررسی قرار گرفته است^۱.

استدلال فوق‌راهی برای مطالعه تجربی نقش مرز دانه در تغییرشکل مومسان دوبلورها

1- Hauser & Chalmers (1961).

می‌گشاید. اگر اثر مرزدانه فقط هنگامی اهمیت داشته باشد که وجوه آن روی شرایط تغییر- شکل بلورهای طرفین مرز تاثیر بگذارد، باید منحنیهای سیلان دوبلور سازگار و تک‌بلورهای سازنده آن یکسان باشند. منحنیهای سیلان بلورهای ناسازگار و تک‌بلورهای آن باید با هم متفاوت باشند. بنابراین مهمترین عامل کنترل کننده^۴ منحنی تنش- کرنش یک دو بلور، درجه ناسازگاری آن است که به صورت رابطه^۴ (۶-۴) بیان می‌شود.

اگر دوبلور سازگار باشد اثرات لغزش تقریباً همیشه متناظر به لغزش روی صفحات لغزش اولیه هستند^۲. مقدار مختصری لغزش روی دستگاههای دیگر نیز بروز می‌کند زیرا حتی در مناسبترین شرایط ماکروسکوپی، کرنشهای میکروسکوپی در حوالی مرزدانه هم اندازه نیستند. دلیل این امر این است که لغزش فقط روی تعداد کمی از تمامی صفحات هم جهت و مستعد لغزش صورت می‌گیرد و برای برقراری انطباق به خاطر تفاوت‌های میکروسکوپی کرنش در مرز، به مقداری کرنش اضافی نیاز است. لیکن هنگامی که دوبلور ناسازگار باشد، لغزش روی دو دستگاه لغزش اولیه، تنش‌های کشسان شدیدی در مرز به وجود می‌آورند. برای رها کردن این تنشها دستگاههای لغزش ثانویه فعال می‌شوند که موجب بروز لایه لغزش چندگانه. در صفحه فصل مشترک می‌گردد. حجم این لایه، مشخص کننده^۵ منحنی تنش- کرنش تجربی دوبلور مورد نظر است. عامل مهم دیگر نوع دستگاه لغزش ثانویه فعال شده و نوع واکنش نابجایی آن با دستگاه لغزش اولیه است. با بررسی دقیق این عامل توانسته‌اند رفتار دوبلورها را پیش‌بینی کنند^۳. البته به دلیل مشکلات مربوط به ماهیت لایه^۶ لغزش چندگانه، هنوز پیش‌بینی دقیق منحنی تنش- کرنش میسر نیست.

از این بحث چنین بر می‌آید که برای تغییر شکل دوبلور در بدترین شرایط ناسازگاری فقط چهار دستگاه لغزش مستقل مورد نیاز است. در این مورد تعداد دستگاههای لازم کمتر از پنج دستگاه لازم عنوان شده توسط فن میزس^۴ است زیرا شرایط محدود کننده^۵ این حالت کمتر هستند. بنابراین، عامل کرنش e_{zz} در هر یک از بلورها به دلخواه تعیین شده و دو عامل دیگر یعنی e_{xx} و γ_{xz} از رابطه (۶-۳) طوری تعیین می‌شوند که در مرز تعادل برقرار گردد، و بالاخره هیچگونه محدودیتی روی دو عامل کرنش مستقل باقیمانده (γ_{yx} و γ_{xy}) اعمال نمی‌شود.

در چند مورد کوشش شده است تا با استفاده از چند بلورها^۵ یا دو بلورهایی که

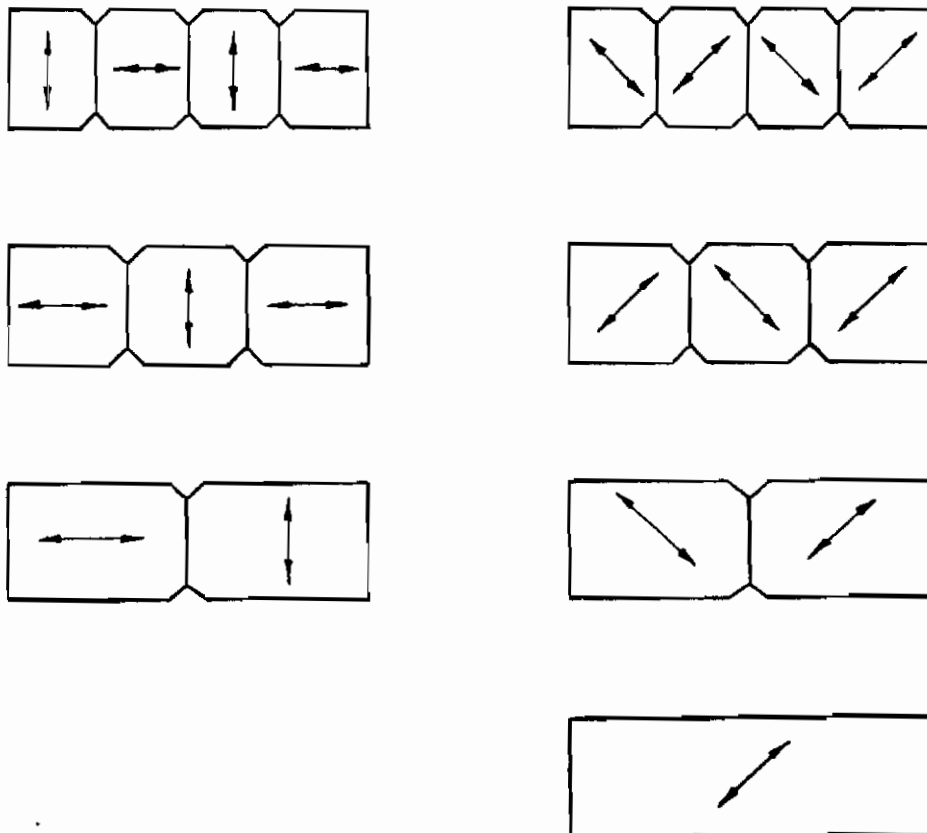
2- Livingston & Chalmers, (1957); Elbaum, (1960)

3- Livingston & Chalmers, (1957)

4- von Mises

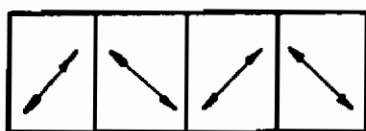
5- Elbaum, (1960).

در آنها یکی از بلورها کاملاً توسط بلور دیگری پوشیده شده است^۶ ("دو بلورهای کاملاً محصور") به حالت توده‌های چندبلوره که در آنها تمام صفحات بلورها محدود شده‌اند، نزدیک‌تر شوند. البام^۵ با استفاده از چندبلورهای آلومینیم با مقاطع نمایش داده شده در شکل ۲-۶ یک دسته بلورهای سازگار و یک دسته بلورهای ناسازگار تهیه کرده است. رفتار چهاربلورهای هر دسته هنگام تغییر شکل در شکل ۳-۶، و منحنیهای تنش- کرنش حاصله در شکل ۴-۶ مشاهده می‌شوند. همانگونه که انتظار می‌رود افزایش فعالیت لغزش در نمونه‌های ناسازگار منجر به سخت شدن کرنشی بیشتر و در نتیجه بالاتر رفتن منحنی تنش- کرنش، علیرغم تاثیر ناچیز وجود مرزدانه‌ها روی تنش تسلیم اولیه فلزات f.c.c.، می‌گردد. ویژگی مهم این بررسی مشاهده^۶ سریدن آسان قابل توجه فقط در مورد تک بلورهاست. در دو بلورهای سازگار مختصری از اثرات سریدن آسان مشاهده گردید، در حالی که در هیچ کدام از نمونه‌های دیگر سریدن آسان یافت نشد. هیچ یک از منحنیهای تنش- کرنش، مرحله II خطی نشان ندادند.

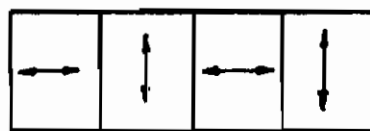


شکل ۲-۶ انواع چند بلور مورد استفاده البام^۵. پیکانها نمایشگر جهت لغزش اولیه هستند.

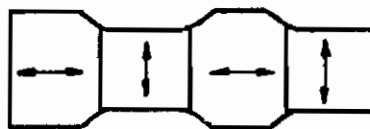
دوبلورهای کاملاً محصور نقره (شکل ۵-۶) به روش تفجوشی تهیه شده‌اند. برای سنجش اعتبار فرآیند تفجوشی، دو تک‌بلور هم‌جهت و همچنین دو تک‌بلور با جهات استقرار A و B را به روش تفجوشی به هم متصل کرده تا یک دوبلور صفحه‌ای مانند نوع نمایش داده شده در شکل ۱-۶ جهت مقایسه با دوبلور صفحه‌ای حاصل از روش متعامدرشد بلور، به دست آید. منحنیهای تنش- کرنش شکل ۶-۶ نشان می‌دهند، همانطور که انتظار می‌رود، رفتار دوبلورهای کاملاً محصور از همه به رفتار مواد چندبلوره نزدیکتر است، و از آن گذشته این دو بلور هنوز مقداری سریدن آسان از خود نشان می‌دهد که در مواد چندبلوره وجود ندارد.



پیش از تغییر شکل



پیش از تغییر شکل

پس از تغییر شکل
سازگارپس از تغییر شکل
ناسازگار

شکل ۳-۶ رفتار چهاربلوره‌های مورد استفاده البام، هنگام تغییر شکل، پیکانها نمایشگر جهت لغزش اولیه هستند.

وضعیت کرنش دوبلور کاملاً محصور به وضوح با رفتار دوبلور صفحه‌ای که قبلاً مورد بحث قرار گرفته است، تفاوت دارد. دوبلور کاملاً محصور دومی موازی $A-B$ دارد که با مرز zx شکل ۱-۶ مشابهت دارند، لیکن علاوه بر آن دومی دیگر در صفحه zy دارد. روابط (۳-۶) هنوز هم برای مرزهای zx اعتبار دارند، و رابطه‌های زیر در مورد دو مرز دیگر صدق می‌کنند.

$$e_{zz}^A = e_{zz}^B, \quad e_{yy}^A = e_{yy}^B, \quad \gamma_{zy}^A = \gamma_{zy}^B \quad (۵-۶)$$

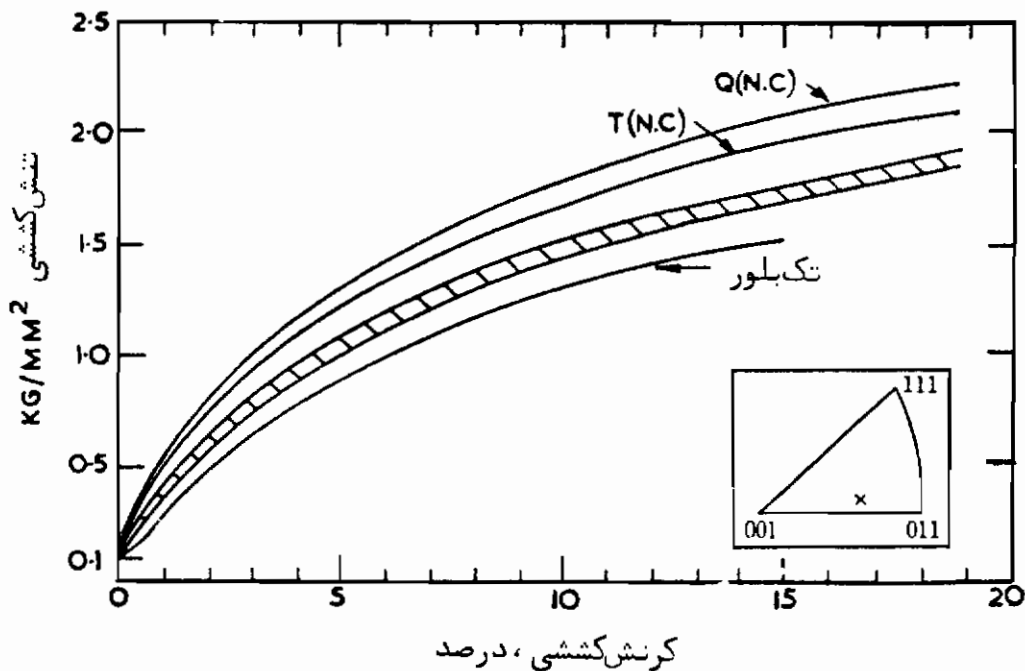
از آنجا که عبارت $e_{ii}^A = e_{ii}^B$ در هر دو دسته رابطه‌ها مشترک است، و چون به علت

ثابت ماندن حجم e_{zz}^A , e_{xx}^A و e_{yy}^A مستقل نیستند، از ترکیب روابط (۳-۶) و (۵-۶) چهار رابطه مستقل به دست می‌آید:

$$e_{zz}^A = e_{zz}^B; \quad e_{xx}^A = e_{xx}^B; \quad \gamma_{zx}^A = \gamma_{zx}^B; \quad \gamma_{zy}^A = \gamma_{zy}^B \quad (۶-۶)$$

برای اینکه هیچگونه شکافی در گوشه‌های بلور داخلی به وجود نیاید، یک رابطه دیگر باید در محل فصل مشترک دونوع مرز برقرار گردد.

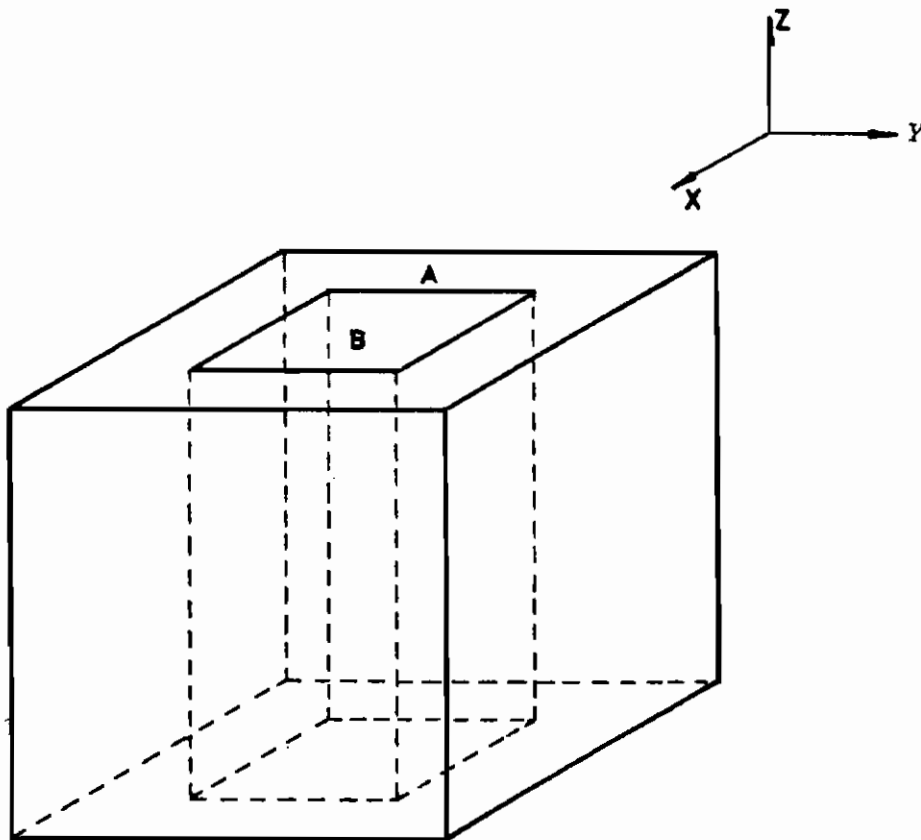
$$\gamma_{zy}^A = \gamma_{zy}^B \quad (۶-۷)$$



شکل ۴-۶ منحنیهای تنش-کرنش چند بلورها. ناحیه‌ها شورزده شامل دوبلور، سه بلور و چهار بلورهای سازگار و در بلورهای ناسازگار است. $T(N.C.)$ و $Q(N.C.)$ نمایشگر سه بلور و چهار بلورهای ناسازگار هستند. طرز استقرار محورکشش چند بلورها در مثلث کنار تصویر آمده است.

به این ترتیب، این پنج رابطه و ازدیاد طول از پیش تعیین شده e_{zz} ، شش شرط لازم برای تغییر شکل روی شش دستگاه لغزش مستقل که در بدترین شرایط ناسازگاری مورد نیازند، را به وجود می‌آورند. با اینکه از لحاظ ریاضی شش رابطه مورد نیاز هستند، در عمل بر حسب اندازه نسبی تک بلور مرکزی که اثر یک دسته از مرزها روی دسته دیگر را تعیین می‌کند، تعداد رابطه‌ها بین چهار تا شش است. بر این اساس می‌توان یک توده چند بلوره را حالت میانگین

تعدادی از این نوع دوبلورهای کاملاً محصور مستقر در تمام جهات ناسازگاری دانست، که نتیجه آن پنج دستگاهی است که قبلاً در مورد مواد چندبلوره مشاهده گردیده است.

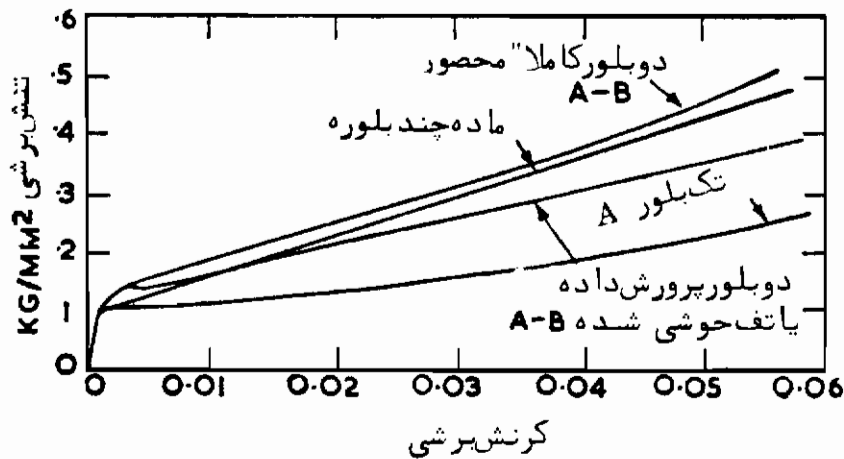


شکل ۵ - ۶ دو بلور کاملاً محصور

کارهای جالبی روی ناسازگاری چندبلورهای آلومینیم صورت گرفته است. در یکی از این پژوهشها^۷ روش ساده‌ای به کار گرفته می‌شود. در این روش ابتدا با دستگاہ سختی سنج تعدادی حفره به فاصله مساوی روی نمونه ایجاد کرده و در واقع آن را به چند قسمت مورد آزمایش تقسیم می‌کنند. پس از ایجاد کرنش مجدد^۸ فاصله حفره‌ها را اندازه‌گیری کرده و از دیاد طول موضعی را معلوم می‌نمایند. سپس با سختی سنجی مجدد، سخت شدن کرنشی را تعیین می‌کنند. نتیجه یک آزمایش از این نوع آزمایشها در شکل ۷-۶ نمایش داده شده است. از این شکل پیداست که بخش عمده اثرات واکنشی در ناحیه‌ای نزدیک مرزدانه حاصل می‌شود و تغییر شکل قسمت میانی دانه‌ها با تغییر شکل نواحی مرزی تفاوت دارد. در مواردی که کل کرنش نمونه کم باشد، غیریکنواختی چشمگیری در کرنش مشاهده می‌گردد، لیکن با افزایش

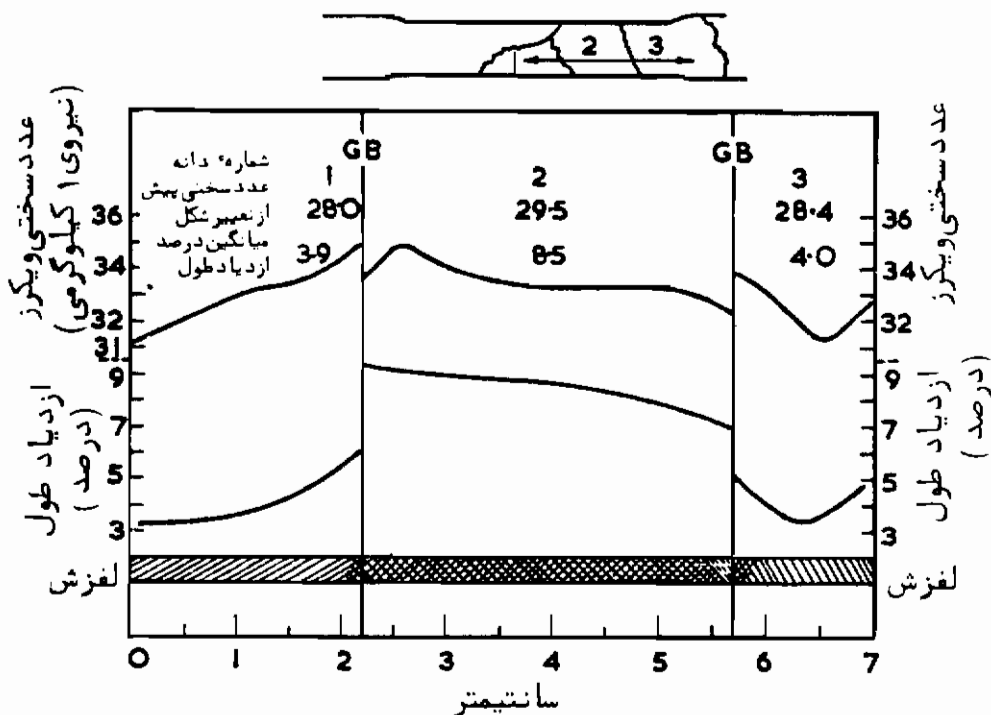
7- Boas & Hargreaves, (1948).

کل کرنش نمونه این اثر رو به کاهش می‌گذارد. این غیریکنواختی در مشاهدات خطوط لغزش منعکس است که نشان می‌دهند در حوالی مرز دانه چندین دستگاه لغزش عمل می‌کنند، در حالی که در داخل دانه‌ها فقط لغزش تکی وجود دارد.



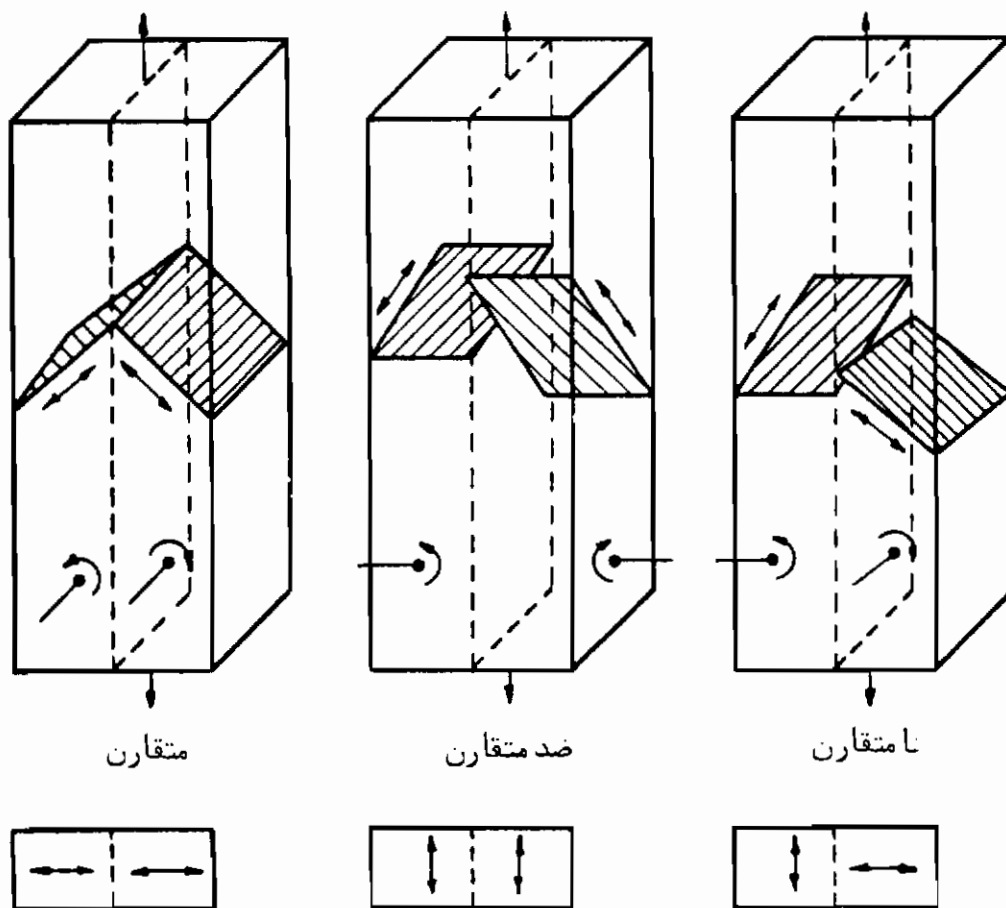
شکل ۶-۶ منحنیهای تنش - کرنش که نشان می‌دهند رفتار یک دو بلور کاملاً محصور از همه به رفتار مواد چند بلوره نزدیکتر است.

Hauser and Chalmers, 1961



شکل ۶-۷ غیر یکنواختی تغییر شکل در آلومینیوم درشت دانه.

در مورد چند بلورهای فلزات b.c.c. کار سیستماتیک صورت نگرفته است، که احتمالاً به علت دشواری تعریف صفحات لغزش فعال می باشد. لیکن در تصویری که ژانول^۸ از یک دوبلور آهن ارائه داده است، یک لایه لغزش چندگانه در حوالی مرز دانه مشاهده می گردد، در حالی که در هریک از بلورها لغزش نسبتاً ساده به چشم می خورد.



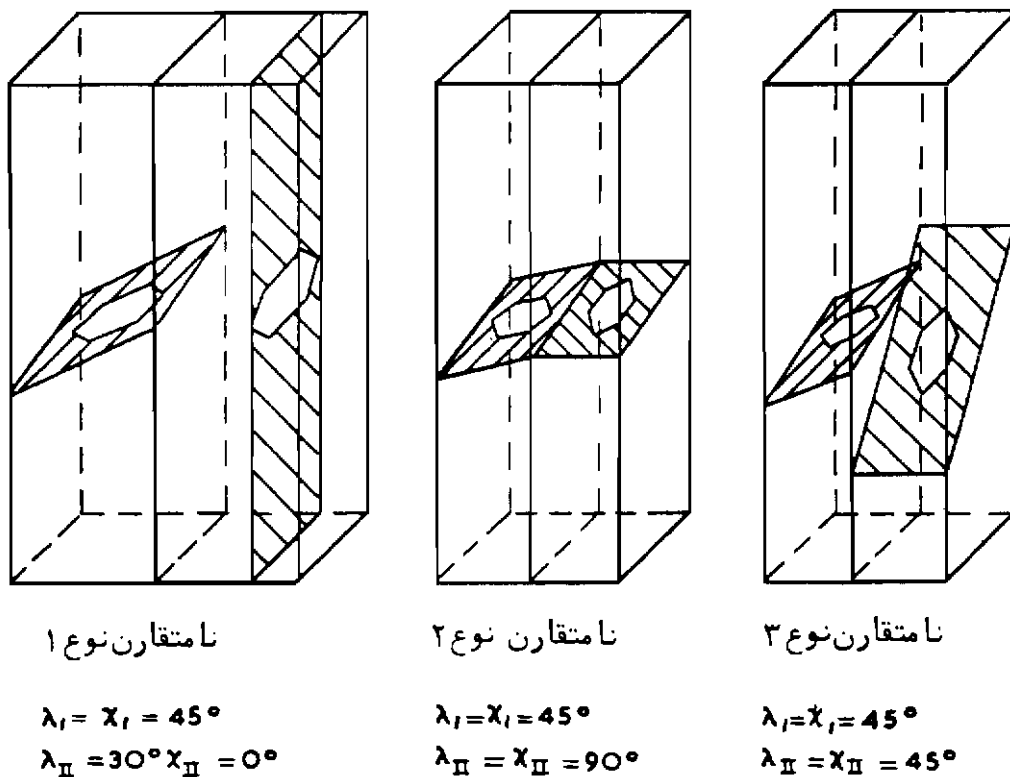
شکل ۸-۶ آرایشهای ممکن دوبلورهای فلزات h.c.p. با فرض این که لغزش فقط روی صفحه قاعده صورت می گیرد. پیکانها نمایشگر جهات لغزش اولیه هستند.

از میان فلزات h.c.p. رفتار دوبلورهای روی و منیزیم مورد بررسی قرار گرفته است^۹. در این فلزات اگر فقط لغزش روی صفحه قاعده در نظر گرفته شود، آرایشهای نمایش داده شده در شکل ۸-۶ برای دوبلور میسر است. ساده ترین وجه تشخیص این آرایشها محورهایی است که بلورها هنگام کشیدن یا فشردن دوبلور، حول آن می چرخند. در دوبلورهای مقارن

8- Jaoul (1961),

9- Gilman, (1953, 1958); Mote & Dorn (1960)

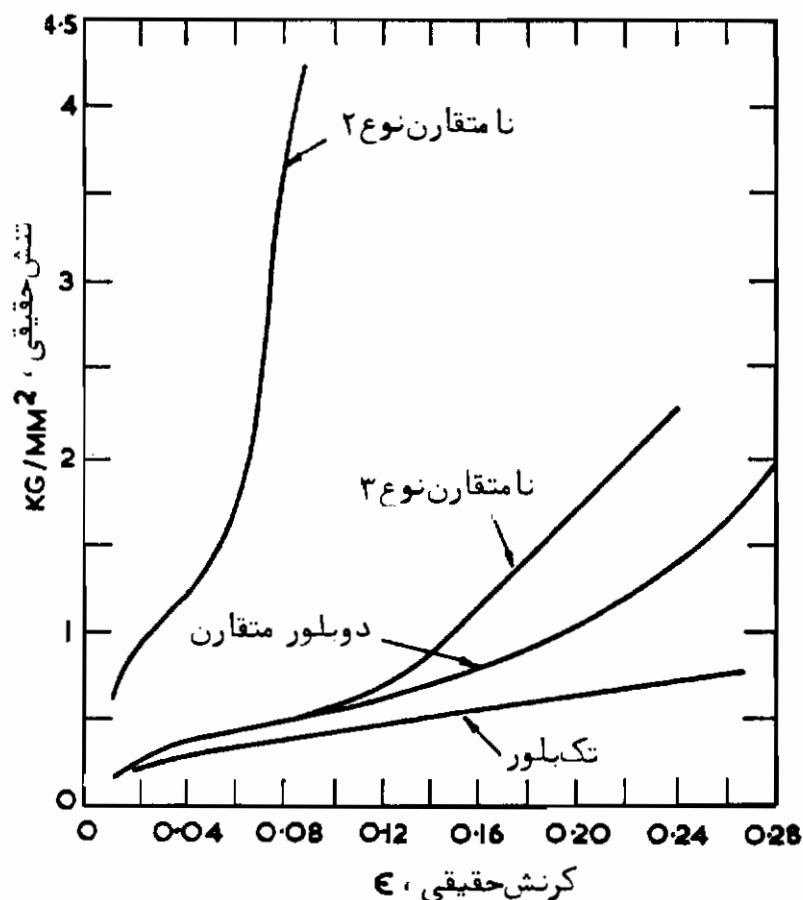
محورهای چرخش به موازات یکدیگر بوده و با فصل مشترک بلورها موازی هستند، در حالی که در دوبلورهای ضد متقارن چرخشها حول محورهای موازی و عمود بر فصل مشترک صورت می‌گیرند. بالاخره در دوبلورهای نامتقارن، محورهای چرخش بلورها با هم موازی نیستند. دوبلورهای دیگر، حالت‌های مختلف این انواع بنیادی هستند زیرا می‌توان چرخشهای نامتقارن را به‌گونه‌ای انتخاب کرد که به‌جای لغزش در صفحهٔ قاعده دوقلوشدن یا لغزش در صفحهٔ غیرقاعده صورت پذیرد. پاره‌ای از دوبلورهای مورد آزمایش موته و دورن^۹ (شکل ۶-۹) از این ویژگی برخوردار بوده‌اند.



شکل ۶-۹ دوبلورهای نامتقارن مورد استفاده موته و دورن جهت آزمایش رفتار منیزیم.

دو بلورهای متقارن، سازگارند و منحنیهای تنش- کرنش آنها (حداقل در کرنشهای کم) مشابه منحنیهای تنش- کرنش تک بلورهایشان است (شکل ۶-۱)، و در هر کدام از بلورها فقط لغزش تکی مشابه آنچه قبلاً در مورد فلزات f.c.c. مورد بحث قرار گرفت، صورت می‌گیرد. در مقابل، دوبلورهای نامتقارن و ضد متقارن، ناسازگارند و در نتیجه براساس بحث قبلی، پیوستگی فقط با لغزش در حداقل چهار دستگاه مستقل تامین می‌گردد. با اینکه لغزش روی صفحهٔ قاعده می‌تواند دو دستگاه مستقل لغزش برای هر یک از بلورها تامین کند، هندسهٔ

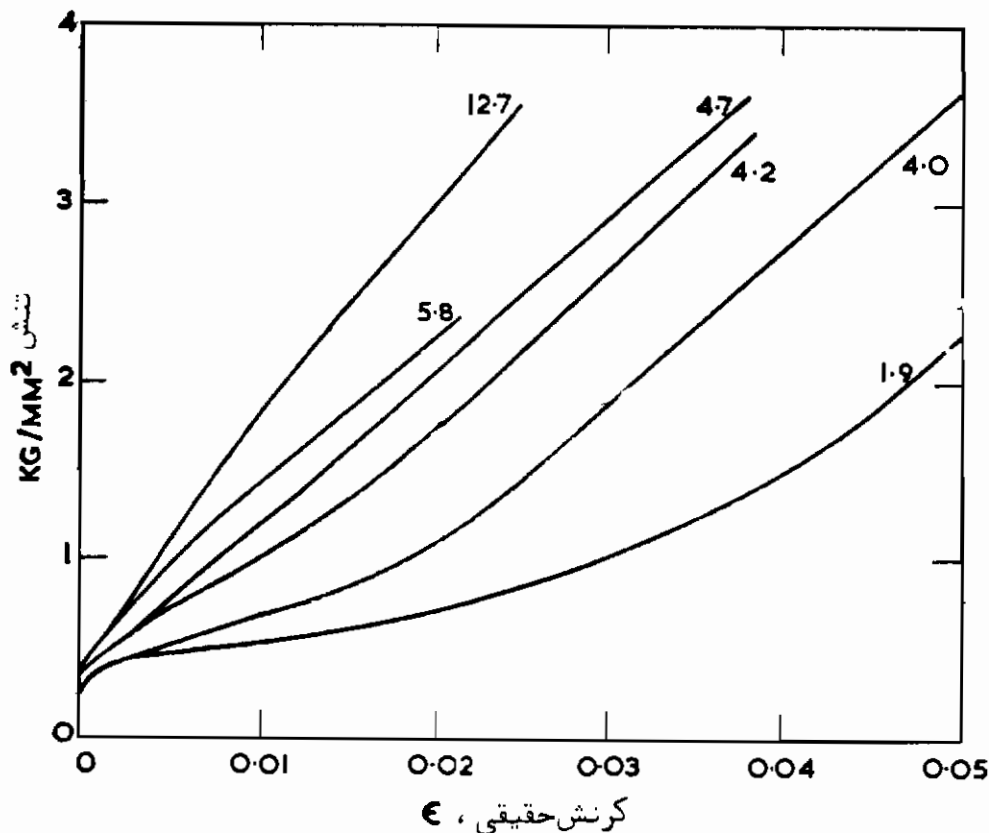
لغزش روی صفحه قاعده به گونه‌ای است که در بیشتر موارد لازم است نحوه‌های دیگر تغییر شکل مانند لغزش روی صفحات غیرقاعده، دوقلوشدن یا چین خوردگی وارد عمل شود تا بتوانند تنشهای کشسان شدید ایجاد شده در مرزدانه را تحمل کرده و پیوستگی را حفظ کنند. در نتیجه تنش تسلیم و نرخ کارسختی این بلورها خیلی بالاتر از بلورهای متقارن است. رفتار دقیق دوبلور تابع نوع فلز، دما، و طرز استقرار نسبی بلورهاست. به همین دلیل، دوبلورهای منیزیم در بیشتر موارد در دمای 77°K شکل پذیری چشمگیری از خود نشان داده‌اند (شکل ۶-۱۰). مورد استثنایی حالت نامتقارن (۱) است که نمونه در کرنش صفر شکسته است. در حالت نامتقارن (۲)، شکل پذیری تقریباً همان قدر که از دوقلوشدن کامل دانه II انتظار می‌رود موجه است. شکست در اثر ترک خوردگی مرزدانه یا ترک خوردگی درون بلوری روی صفحات شاخص بالا بوده است.



شکل ۶-۱۰ منحنیهای تنش - کرنش دوبلورهای شکل ۹ - ۶ در آزمایش در دمای 77°K

نقطهء مقابل این رفتار در آزمایش دوبلور نامتقارن فلز روی در دمای 77°K مشاهده می‌شود. که نمونه بسیار ترد بوده و در اثر کلیواژ درون دانه می‌شکند. البته دو بلورهای

ضد متقارن روی در همین دما قدری شکل پذیری، تنش تسلیم زیاد و نرخ سخت شوندگی بالا از خود نشان داده‌اند. این رفتار را نیز می‌توان مانند رفتار دوبلورهای نامتقارن منیزیم به عمل دوقلوشدن و در لغزش در صفحات غیرقاعده‌ای در ناحیه مرزدانه مربوط دانست.



شکل ۱۱-۶ اثر تعداد بلورهای موجود در هر سطح مقطع روی منحنیهای تنش - کرنش چند بلورهای آلومینیم در ۲۷۳K / ۴ (Fleisher and Hosford, 1961)

اثر سطوح آزاد بزرگ روی رفتار چند بلورها را می‌توان به خوبی از آزمایش روی نمونه‌های آلومینیم درشت دانه با ۱۲ دانه یا کمتر در هر سطح مقطع در دماهای بین ۲/۴ تا ۲۹۵ درجه کلوین^۱، دریافت. شکل ۱۱-۶ نشان می‌دهد که در ۲/۴ درجه کلوین، سریدن آسان هنوز در کمتر از ۵ دانه در هر مقطع مشاهده می‌شود. در این شکل همچنین مشاهده می‌گردد که ظاهراً "نرخ کار سختی با تعداد بلورهای موجود در مقطع بالا می‌رود. این اثر نتیجه دشوارتر شدن لغزش به خاطر محدودتر شدن بلورهای سطح است و اصطلاحاً "اثر اندازه" نمونه خوانده می‌شود. در نتیجه، تعیین اثر اندازه نمونه با استفاده از نمونه‌های آزمایشی که کمتر از ۲۰ دانه

10- Fleisher & Hosford, (1961).

در هر سطح مقطع داشته باشند، معتبر نیست. همانطور که نتایج فوق نشان می‌دهند، زیر این حد، تعداد دستگاههای لغزش فعال کمتر از تعداد مورد نیاز جهت تغییر شکل ماده چند بلوره کاملاً محصور است. معنی این عبارت این است که عامل طرز استقرار کوچکتر از اندازه متعارف در ماده چندبلوره است.

ساده‌تر بودن لغزش در بلوره‌های سطح مواد چندبلوره منجر به ناصافی چشمگیر سطح می‌گردد، زیرا دانه‌های تطبیق کرنشهای مرزی، شکل خود را تغییر می‌دهند. در مورد چند بلوره‌هایی که دانه‌های فوق‌العاده درشت دارند خود نمونه در کرنشهای زیاد به طرز چشمگیری اعوجاج پیدا می‌کند. این اثر همچنین در دانه‌های سطحی مواد چندبلوره درشت دانه مشاهده می‌شود و منجر به حالت "پوست پرتقال" می‌گردد که باید در ساختن قطعات از ورق فلزی (مثلاً به روش پرسکاری) از آن جلوگیری شود.

تغییر شکل مواد چند بلوره

حال تغییر شکل توده‌های چندبلوره با بیش از ۲۰ دانه در هر سطح مقطع را بررسی می‌کنیم که الزاماً طرز استقرار دانه‌ها در آن اتفاقی است، و در نتیجه تغییر شکل ماکروسکوپی با کاهش اندازه دانه‌ها یکنواخت‌تر می‌گردد. در صورت نبودن بافت که در اثر تغییر شکل یا تاباندن حاصل می‌شود، با کاهش اندازه دانه رفتار ماده یکنواخت‌تر شده و تحت این شرایط می‌توان اثرات حقیقی اندازه دانه‌ها را تشخیص داد.

با کاهش اندازه دانه‌ها، اثر سطح آزاد کمتر می‌شود و مشاهدات تجربی به روشنی نشان می‌دهند که تا پنج دستگاه لغزش در آلومینیم چندبلوره عمل می‌کنند^{۱۱} این مشاهدات به دانه‌های سطحی مربوط هستند. لیکن بواس و اگیلوی^{۱۲} با استفاده از نوعی روش حکاکی ویژه نشان داده‌اند که درون دانه‌های برنج آلفا، تا شش دستگاه لغزش عمل می‌کند که با تعداد پیش‌بینی شده برای دوبلور کاملاً محصورها سر و چالمرز موافقت دارد.

در بلوره‌های f.c.c. در حالتی که لغزش در صفحات هشت وجهی {111} باشد، حداکثر می‌توان چهار دسته خطوط لغزش در هر سطح مشاهده کرد. بنابراین در حالت فوق باید لغزش خارج از صفحات هشت وجهی نیز صورت گرفته باشد. ظاهراً بروز لغزش در صفحه غیرهشت وجهی در آلومینیم غیر عادی نیست و ممکن است تا ۴۰ درصد خطوط لغزش مشاهده شده را شامل گردد^{۱۲}. این گونه لغزش غیر هشت وجهی می‌تواند نتیجه عمل دستگاههای

11- Boas & Ogilvie, (1954); Macherauch & Munz, (1963)

12- Macherauch & Munz, (1963)

لغزش غیر هشت و چهی حوالی مرزدانه‌ها در اثر تنش شدید موضعی حاصل از یک باریکه لغزش {111} باشد. به دلیل تقارن شبکه f.c.c.، احتمال چنین لغزشی روی صفحات {100} {110} و {113} زیاد است، و همچنین می‌توان با به وجود آوردن روابط خاص بین جهات استقرار دانه‌ها در اثر تاباندن طولانی، این احتمال را افزایش داد^{۱۳}. در نتیجه سوای اثراتی که صرفاً از اندازه دانه‌ها نتیجه می‌شوند، سابقه حرارتی مواد چندبلوره ممکن است به نحو چشمگیری روی رفتارشان اثر بگذارد.

در فلزات b.c.c. حالت مشابهی بروز می‌کند، به این معنی که لغزش روی صفحات {110} می‌تواند حداکثر چهار دسته خط اثر لغزش روی هر سطح به وجود آورد. لیکن از آنجا که جهت لغزش این صفحات با جهات لغزش صفحات {112} و {123} نیز مشترک بوده و عوامل طرز استقرار این دستگاهها به مقادیر مربوطه در لغزش {110} نزدیک می‌باشد، ممکن است لغزش متقاطع و یا لغزش همزمان در چند دستگاه (سریدن مدادی) صورت گیرد و خطوط لغزش مواج که ظاهراً ماهیت غیر کریستالوگرافی دارند، به وجود آورد. این گونه خطوط لغزش مواج در تصاویر آهن چندبلوره تغییر شکل داده مشاهده می‌شود و بیانگر این است که لغزش در یک دانه می‌تواند به آسانی لغزش در دانه محاور را فعال کند^{۱۴}.

مشاهدات مربوط به دوباورهای فلزات h.e.p. نشان می‌دهند که عمل حالت‌های پیش بینی نشده تغییر شکل عامل عمده تعیین رفتار ماده هنگام تغییر شکل است. این امر در مواد چند بلوره h.c.p. چشمگیرتر است، زیرا در این حالت برای حفظ پیوستگی، پنج دستگاه مستقل لغزش مورد نیاز است. در اینجا نیز مانند دوبلورها، رفتار دقیق تابع دما و نوع فلز است. در نتیجه در دمای ۷۷ درجه کلوین، چندبلوره‌های روی کاملاً تردگونه، چندبلوره‌های منیزیم پس از رسیدن کرنش به ۰/۰۵ تا ۰/۰۳ = ϵ ، و چند بلوره‌های کادمیم پس از رسیدن کرنش به ۰/۲ تا ۰/۱۵ = ϵ می‌شکنند. حتی در دمای اتاق نیز چندبلوره‌های روی و منیزیم شکل پذیری کمی از خود نشان می‌دهند، در حالی که چندبلوره‌های کادمیم در ۰/۳۵ = ϵ می‌شکنند. این رفتار را می‌توان به حالت نسبی عمل لغزش در صفحات غیرقاعده به منظور تأمین معیار فن میزس مربوط دانست^{۱۵}. بنابراین لغزش در صفحه قاعده در منیزیم در حد محدودی صورت می‌گیرد و پس از آن فقط لغزش روی صفحات منشوری انجام می‌شود^{۱۶}.

13- Ogilvie, (1952-1953).

14- Jaoul, (1961); Kratochvilova & Sestak (19640).

15- Tegart, (1964).

16- Hauser et at., (1955,56); Tegart, (1960-61).

با اینکه دوقلوشدن شدید مشاهده می‌شود، به علت استقرار بی‌نظم دانه‌ها در یک توده جدید بلوره کربش حاصل از دوقلوشدن سیار کم است و حرّ کوچکی از کربش کلی را تشکیل می‌دهد. لیکن در کادمیم لغزش زیادی روی صفحات غیرقاعده در دستگاه هرمی {1123} <1122} مشاهده می‌گردد و ترکیب لغزش در صفحه قاعده و در دستگاههای هرمی شرط پنج دستگاه لغزش مستقل را برآورده می‌سازند^{۱۷}.

برخی فلزات شکل‌های چندساختاری دارند و تغییرات خواص مکانیکی جدید بلوره‌ها هنگام تبدیل ساختار، به‌وضوح تابع ساختار بلورین و نحوه‌های ممکن تغییر شکل است. این عامل می‌تواند از لحاظ عملی در فلزاتی که شکل‌پذیری فاز دمای بالای آنها در مقایسه با فاز دمای پایین بسیار زیادتر باشد، اهمیت یابد. قبلاً نمونه‌هایی از این اختلاف شکل-پذیری در پیچش گرم آهن در اثر تبدیل از فاز α به فاز γ ، و تیتانیوم در اثر تبدیل از فاز α به فاز β را بررسی کرده‌ایم. در مورد تیتانیوم نورد، فرجینگ و حدیده‌کاری در محدوده فاز β (b.c.c.) انجام می‌شود، زیرا معلوم شده است که اگر دما به محدوده α h.c.p. بیفتد، قطعه ترک‌برمی‌دارد، که با توجه به بحث‌های قبلی مورد انتظار می‌باشد. از آن گذشته حتی اگر در هر دو حالت شکل‌پذیری کافی باشد، کار در دمایی که ماده ضعیف‌تر است از نظر مصرف انرژی به صرفه‌تر می‌باشد. مثلاً اورانیوم را در نظر بگیرید که در سه شکل α (اورتورومبیک شبه منشور اعوجاج یافته)، β (این ساختار دقیقاً معلوم نشده، لیکن ساختار مونوکلینیک مورد توافق است) و γ (b.c.c.) وجود دارد و تبدیل از ساختار α به β در 660°C و از β به α در 770°C صورت می‌گیرد. فاز α تا حدودی شکل‌پذیر بوده و دارای دودستگاه لغزش و تعداد زیادی حالت‌های دوقلوشدن است و می‌توان تا اندازهٔ محدودی آن را در دمای اتاق نورد کرد، و در دمای 600 تا 650 درجه سانتیگراد قابلیت نورد، فرجینگ و حدیده‌کاری بسیار خوبی دارد، لیکن در فاز β شکل‌پذیری به شدت افت کرده، شکل‌دادن فلز غیرممکن می‌شود. فاز γ ، همانطور که از ساختار آن انتظار می‌رود، فوق‌العاده شکل‌پذیر است و علی‌رغم مشکلات مربوط به اکسایش، حدیده‌کاری در این محدودهٔ دما بسیار متداول است، زیرا نیروی لازم در حدود 10 مرتبه کمتر از نیروی مورد نیاز هنگام حدیده‌کاری در محدودهٔ α می‌باشد!

محاسبه منحنی‌های سیلان مواد چندبلوره از روی نتایج آزمایش تک بلورها

رابطهٔ بین تنش برشی ایجادشده در یک صفحه لغزش معلوم در یک جهت خاص و تنش

17- Tegart, (1962-63).

18- Gittus, (1963).

کششی وارده از این قرار است .

$$\sigma = M\tau \quad (۶-۸)$$

در اینجا $M = 1/\sin \chi \cos \lambda$ ، زاویه بین صفحه لغزش و محور کشش و λ زاویه بین جهت لغزش و محور کشش است. در مواد چندبلوره این عامل طرز استقرار از یک دانه به دانه دیگر تغییر می کند، و در نتیجه برای به دست آوردن رابطه کلی تنش - کرنش نیاز به نوعی میانگین - گیری از منحنیهای سیلان تک بلورهای مستقر در جهات مختلف است. وجود لغزش چندگانه و نحوه های پیش بینی نشده تغییر شکل، مسئله را از این هم دشوارتر می سازد.

در اولین کوشش جهت تعیین عامل طرز استقرار میانگین، از مقادیر M حاصل از لغزش تک بلورهای f.c.c. استفاده شده است^{۱۹}. مقدار M بین $۲/۲$ تا $۳/۷$ است و میانگین مؤثر دوازده دستگاه $۲/۲۴$ می شود. ساخس^{۱۹} پیشنهاد کرده است که براساس فرض تغییر شکل هردانه به صورت مستقل از دانه های مجاور، از این عدد به عنوان عامل طرز استقرار ماده چند بلور (M_p)، استفاده شود.

در مرحله بعد از اصل کار مجازی استفاده شده است^{۲۰}. یک مجموعه n مورد برش را در نظر بگیرید که شرایط پیوستگی در یک مرزدانه را برآورده سازند. انرژی مصرف شده هنگام ایجاد کرنش مختصر در واحد حجم دانه در هر طرف مرز از رابطه:

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

به دست می آید. در این رابطه τ_i و $d\gamma_i$ به ترتیب تنش برشی تجزیه شده و نمود کرنش برشی در دستگاه i ام هستند. این انرژی باید با کار انجام شده به وسیله تنش کششی خارجی جهت ایجاد کرنش $d\epsilon$ خنثی شود. یعنی:

$$\sigma d\epsilon = \sum_{i=1}^n \tau_i d\gamma_i \quad (۶-۹)$$

در مورد خاصی که مقدار τ_i همه صفحات لغزش برابر باشند:

$$\sigma d\epsilon = \tau \sum_{i=1}^n |d\gamma_i|$$

یعنی:

$$\frac{\sigma}{\tau} = \frac{\sum_{i=1}^n |d\gamma_i|}{d\epsilon} = M \text{ چندبلوره} = M_p \quad (۶-۱۰)$$

تیلور^{۲۱} با پیدا کردن ترکیبی از دستگاههای لغزش که مقدار $\sum |d\gamma_i|$ در آنها حداقل است و بازهم منجر به کرنش خارجی لازم می‌گردند، مقدار M_p را محاسبه کرده است. مقدار σ لازم برای ایجاد تغییر شکل مورد نیاز در اثر تمام ترکیبهای دیگر لغزش که شرط پیوستگی در مرز دانه‌ها را برآورده می‌سازند، بیشتر از حاصلضرب $(\tau/d\epsilon)$ در حداقل مقدار $\sum |d\gamma_i|$ است. سپس تیلور تغییر شکل در همه دانه‌ها را همگن فرض کرده، نتیجه به بحث فن میزس منجر شد که در هر دانه دقیقاً "پنج دستگاه عمل می‌کند. از بین نود و شش دسته ساده نشدنی در بلورهای f.c.c.، این دسته دستگاهها دسته‌ای است که کمترین مقدار $M = \sum |d\gamma_i|/d\epsilon$ را به دست می‌دهد. تیلور مقادیر مربوط به چهل و چهار طرز استقرار را محاسبه کرده و مقدار $M_p \approx 3.1$ را به دست آورده است. محاسبات تیلور مورد تحلیل مجدد قرار گرفته و معلوم شده است که می‌توان تعدادی از فرضیات تیلور را ساده‌تر کرد و باز هم همان نتایج عددی را به دست آورد^{۲۲} جزئیات مفهوم فیزیکی این فرضیات مورد بررسی قرار گرفته است^{۲۳}.

تیلور برای آزمایش فرمول خود منحنی تنش - کرنش آلومینیم چندبلوره را با منحنی محاسبه شده از روی نتایج آزمایش تک‌بلور واقع در مرکز مثلث تصویر سازی سه‌بعدی مقایسه کرده است. این دو منحنی موافقت چندانی با هم ندارند و منحنی محاسبه شده کاملاً زیر منحنی ماده چند بلوره قرار می‌گیرد. از آنجا که تعداد دستگاههای لغزش در هر دانه از ماده چندبلوره مسلماً به پنج نزدیکتر است تا دو، لازم است محاسبات بر مبنای منحنیهای تنش کرنش تک‌بلورهایی بنا شوند که رفتار لغزش پیچیده‌تری دارند. در آزمایش کشش تک‌بلورهای f.c.c. که در امتدادهای $\langle 111 \rangle$ یا $\langle 100 \rangle$ کشیده شوند، تنش برشی تجزیه شده به ترتیب در شش یا هشت دستگاه، مساوی هستند. برای اینکه رفتار ماده به رفتار ماده چندبلوره نزدیک باشد لازم است لغزش در چند دستگاه صورت گیرد. این موضوع را می‌توان به روشنی از شکل ۱۲-۶ دریافت که در آن منحنی حالت چندبلوره محاسبه شده از روی منحنی تک‌بلور با طرز استقرار $\langle 111 \rangle$ موافقت خوبی با منحنی تجربی ماده چندبلوره دارد. برای محاسبه منحنیها از دو رابطه:

$$\sigma = M_p \tau \quad \text{و} \quad \epsilon = \frac{\gamma}{M_p} \quad (۱۱-۶)$$

استفاده می‌شود که به رابطه:

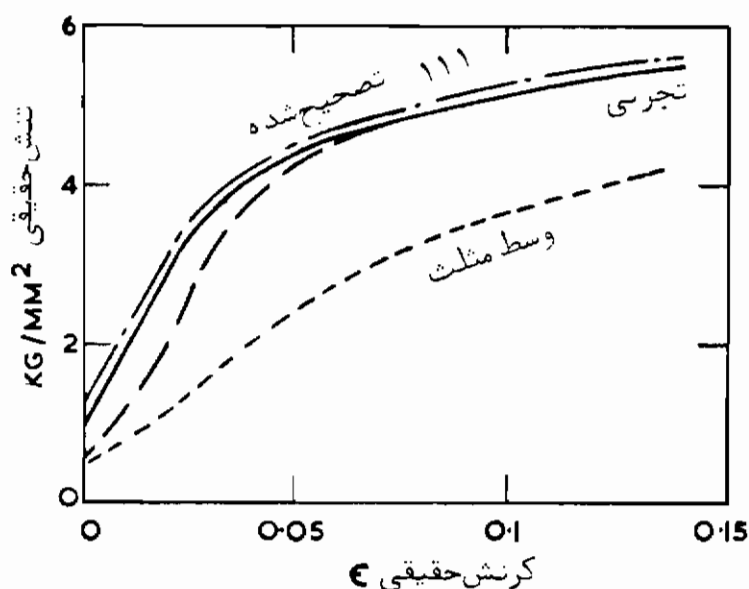
$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = M_p^2 \frac{d\tau}{d\gamma} \quad (۱۲-۶)$$

21- Tavior

22- Bishop & Hill, (1951).

23- Kocks, (1958).

منحصر می‌شود. معنی این رابطه این است که نرخ سخت‌شوندگی ماده چندبلوره f.c.c. باید حدوداً $9/5$ برابر نرخ مربوطه در تک‌بلور همان ماده باشد. مقایسه دیگری بین منحنیهای تجربی و محاسبه‌شده برای آلومینیم از روی بلورهای $\langle 111 \rangle$ ، $\langle 110 \rangle$ و $\langle 100 \rangle$ از دمای اتاق تا دمای 600°C صورت گرفته است^{۲۴}. در دمای اتاق موافقت خوبی بین منحنیهای محاسبه‌شده از روی طرز استقرارهای $\langle 111 \rangle$ و $\langle 100 \rangle$ و منحنی تجربی در چند درصد اول وجود دارد که پس از آن دیگر لغزش چندگانه صورت نمی‌گیرد و لغزش عملاً به دو دستگاه محدود می‌شود. تا دمای 400°C هر سه طرز استقرار، لغزش چندگانه از خود نشان می‌دهند لیکن در 600°C فقط طرز استقرار $\langle 111 \rangle$ لغزش چندگانه دارد و دو طرز استقرار دیگر نوارهای لغزش تکی از خود نشان می‌دهند. آنچه مسئله را پیچیده‌تر می‌سازد این است که در دماهای بالاتر منحنیهای سیلان به نرخ کرنش حساس می‌شوند، و در نتیجه این مقایسه شدیداً تابع نرخهای کرنش انتخاب شده است. همانگونه که در جدول ۱-۶ مشاهده می‌گردد، با بالا رفتن دما، موافقت بین منحنیهای تجربی و محاسبه‌شده کمتر و کمتر می‌شود. در نتیجه راه حل تبلور فقط هنگامی معتبر است که مکانیزمهای لغزش، و مخصوصاً مکانیزمهای سخت‌شوندگی تک بلورها و ماده چندبلوره همانند باشند.



شکل ۱۲-۶ مقایسه منحنیهای تنش-کرنش تجربی (—) چندبلوره‌های آلومینیم با منحنیهای محاسبه‌شده از روی تک‌بلور با طرز استقرار در وسط مثلث (---) و استقرار در جهت $\langle 111 \rangle$ (—) . در مورد آخر با حذف ناحیه انتقال اولیه توافق بهتری با منحنی تجربی به دست می‌آید (---) .

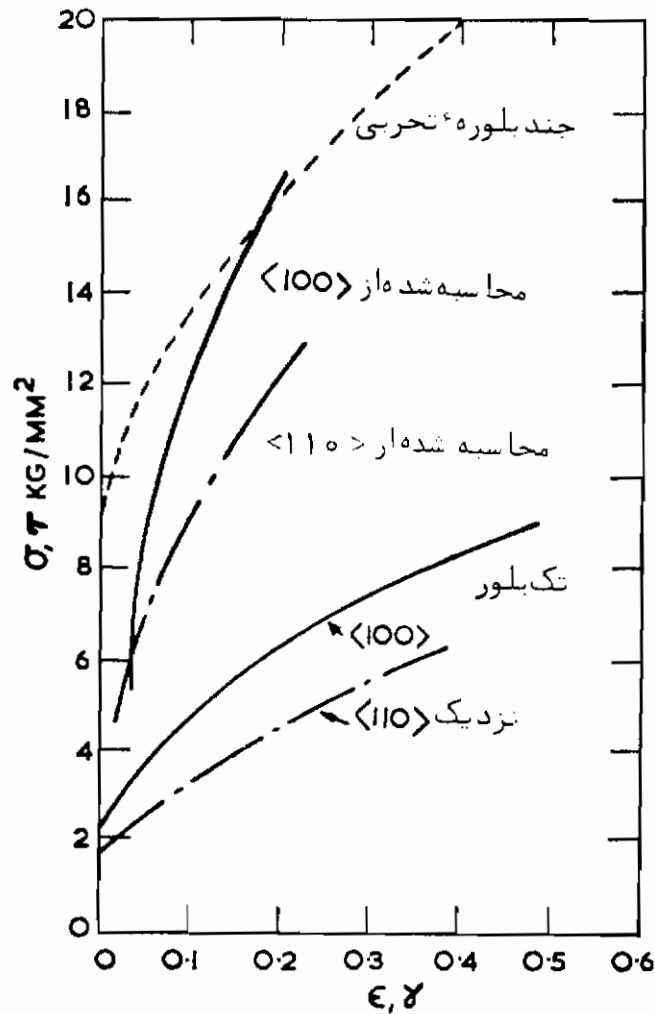
جدول ۱-۶ نسبت بین مقادیر تنش تجربی و محاسبه شده آلومینیم
در نرخ کرنش ثابت 5×10^{-4} بر ثانیه^{۲۴}

دما (°C)	۲۷	۲۰۰	۴۰۰	۶۰۰
چند بلوره σ	۱/۰۰	۱/۱۶	۱/۴۶	۱/۳۸
σ_{111} ($\epsilon = 0.11$)				

به دلیل تقارن دستگاههای لغزش در بلوره های f.c.c. و b.c.c.، ممکن است انتظار داشته باشیم که بتوان با روشی مشابه، مقادیر M_p قابل مقایسه با آنچه برای فلزات f.c.c. حاصل می شود، به دست آورد. لیکن در بلوره های b.c.c.، به علت تعداد دستگاههای ممکن لغزش و سهولت لغزش متقاطع آنها، صفحه لغزش ماکروسکوپی، صفحه کریستالوگرافی نیست و به تقریب دقیق آن صفحه ای در ناحیه $\langle 111 \rangle$ است که بیشترین تنش برشی تجزیه شده در آن وجود دارد. با استفاده از این معیار برای لغزش مقدار $\sin \chi \cos \lambda$ در تمام مثلث واحد خیلی نزدیک ۰/۵ است^{۲۵}. یعنی در یک ماده چند بلوره b.c.c.، عامل طرز استقرار تقریباً تمام بلورها نزدیک ۲ است و در نتیجه مناسبترین میانگین برای مواد چند بلوره نیز $M_p = 2$ است. با استفاده از ارقام منتشر شده برای آهن^{۲۶} سعی شده است اعتبار این روش بررسی گردد، که نتیجه آن در شکل ۱۳-۶ آمده است. برخلاف فلزات f.c.c.، در این مورد روشن نیست که منحنی کدام یک از تک بلورها را باید مبنای محاسبه قرار داد. اگر با مقایسه با فلزات f.c.c. منحنی بلوری که لغزش چندگانه از خود نشان می دهد (مثلاً بلور $\langle 100 \rangle$ که چهار دستگاه لغزش دارد) را به کار ببریم، در کرنشهای پایین با منحنی محاسبه شده موافقت قابل قبولی دارد، اما در کرنشهای زیاد، بالاتر از منحنی تجربی می افتد. بهر حال، با توجه به اینکه ژائول و گنزالز^{۲۶} میانگین تعداد دستگاههای لغزش مشاهده شده را بین دودسته ذکر کرده اند. احتمالاً بهتر است از منحنی بلور نزدیک $\langle 110 \rangle$ که دودستگاه لغزش دارد، استفاده شود. در این صورت همانطور که در شکل ۱۳-۶ مشاهده می شود، منحنی محاسبه شده زیر منحنی تجربی می افتد، لیکن دارای همان شکل است^{۲۷}. روشن است که این روش مسئله را بیش از اندازه ساده می کند، ولی تحلیل دقیقتر مسئله بسیار دشوار خواهد بود.

25- Marcinkowski & Lipsitt, (1962).

26- Jaoul & Gonzalez, (1961).



شکل ۱۳-۶ مقایسه منحنیهای تحربی و محاسبه شده چند بلوره های آهن

واضح است که محاسبه نوع تبلور برای بلوره های h.e.p. عملی نیست زیرا نحوه های تغییر شکل تک بلور های آزاد و بلوره های محصور در یک توده که دو قلو شدن و لغزش در صفحات غیر قاعده در آنها نقش عمده ای دارد، با هم متفاوتند، لیکن با فرض لغزش در صفحه قاعده می توان از رابطه نوع ساخس استفاده کرد. به از $\chi \approx \lambda$ و با فرض تنش تسلیم کششی تقریباً ثابت در محدوده کوچکی از مقادیر کوچک و بزرگ χ ، مقدار $M_p \approx 6/5$ به دست می آید^{۲۸}. در نتیجه، صرفاً به خاطر اثر طرز استقرار، نرخ سخت شدن کرنشی چند بلوره های منشوری باید حدوداً "چهل برابر مقدار مربوط به تک بلور، و تقریباً" هشت برابر مقدار مربوط به چند بلوره های f.c.c. باشد که ضریب ساخس برای آنها $2/24$ است. ارقام مربوط به تغییر شکل فلزات مختلف در دمای $77^\circ K$ نشان می دهند که $d\sigma/d\epsilon$ میانگین چند بلوره های مس، نیکل و آلومینیم تقریباً $0.025/0$ است، در حالی که در مورد چند بلوره های روی و منیزیم حدوداً $0.03/0$ می باشد که با بحث فوق موافقت دارد.

رابطه بین اندازه دانه‌ها و خواص مومسانی

در بررسی تغییر شکل مواد چندبلوره در مبحث قبل، اثر اندازه دانه‌ها منظور نشده است، بلکه به‌طور ساده فرض برای بوده است که اندازه دانه‌ها آنقدر ظریف است که بتوان تغییر شکل را در حد معقولی همگن فرض کرد. در دماهای پایین و متوسط (که نفوذ نفش عمده‌ای در تغییر شکل ماده چندبلوره ایفا نمی‌کند) وجود مرز دانه‌ها موجب افزایش استحکام توده‌های چندبلوره فلزات خالص و آلیاژها می‌گردد. بخشی از این افزایش استحکام نتیجه لغزش چندگانه در دانه‌های مختلف است و بخش دیگر آن به‌خاطر این واقعیت است که عموماً "مرز دانه‌ها موانعی سر راه عبور لغزش از مرز هستند. در نتیجه لغزش نمی‌تواند آزادانه از یک دانه به دانه دیگر انتشار یابد. لذا همانطور که در جدول ۲-۶ برای مس در دمای اتاق مشاهده می‌شود، اندازه دانه‌ها می‌تواند اثر چشمگیری روی خواص مکانیکی داشته باشد. ابتداتاً اثر اندازه دانه روی نقطه تسلیم پایینی آهن آلفا را در نظر بگیرید. پژوهشگران متعددی^{۲۹} نشان داده‌اند که:

$$\sigma_{LYP} = \sigma_i + k_v d^{-1/2} \quad (۱۳-۶)$$

جدول ۲-۶ اثر اندازه دانه روی خواص کششی مس (Clarebrough et al., 1958)

اندازه دانه (mm)	تنش سیلان در $\epsilon = 0,005$ (kg/mm ²)	استحکام کششی نهایی (kg/mm ²)	کاهش مساحت هنگام شکست (%)
۰/۰۳	۱۰/۴	۲۴/۸	۷۷
۰/۱۵	۹/۳	۲۳/۴	۶۲

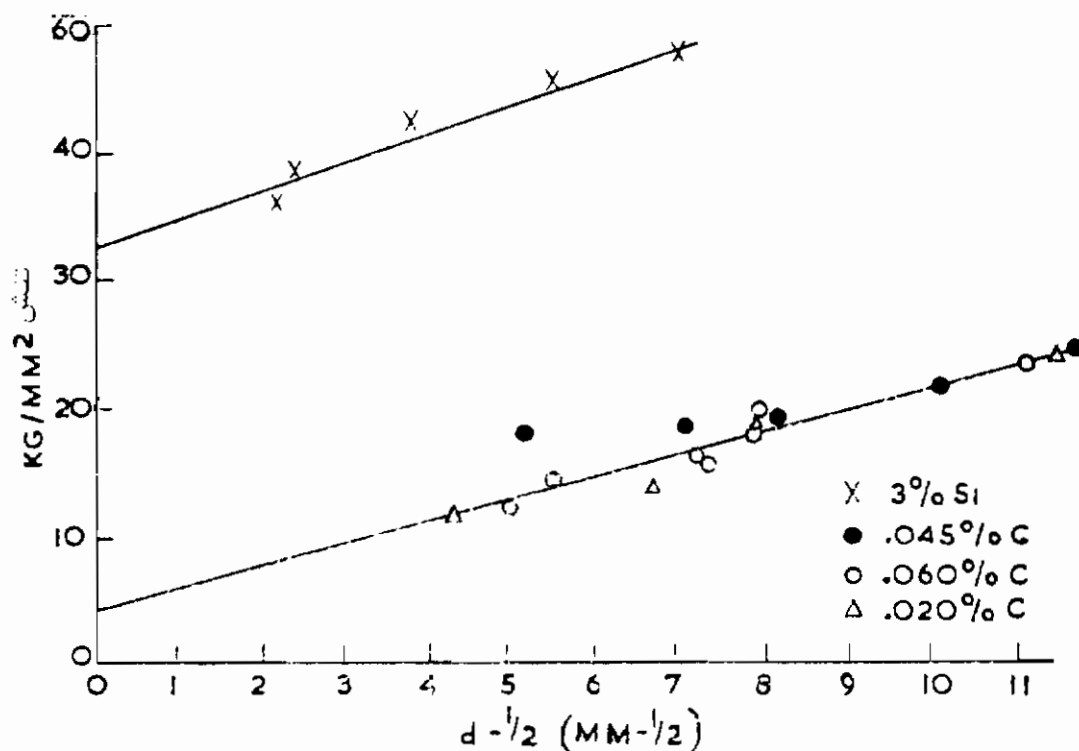
در این رابطه σ_{LYP} تنش تسلیم پایینی، یعنی تنش لازم برای انتشار نوارهای لودرز در طول نمونه، σ_i و k_v مقادیر ثابت، و d قطر میانگین دانه است. این رابطه عموماً به رابطه هال-پیچ^{۳۰} مشهور است. رابطه‌های مشابهی در دیگر فلزات b.c.c مانند مولیبدن^{۳۱}،

29- Hall, (1951); Petch, (1953); Cracknell & Petch, (1955).

30- Hall-Petch

31- Wronski & Johnson, (1962).

نیومیم^{۳۲}، وانادیم^{۳۳}، آهن - سیلیسیم^{۳۴} و کرم^{۳۵} نیز مشاهده شده‌اند. برخی از نتایج حاصله را می‌توان در شکل ۱۴-۶ مشاهده نمود.



شکل ۱۴-۶ رابطه بین تنش تسلیم پایینی و قطر دانه در مورد آلیاژهای آهن

یکی از دلایل توجیه رابطه (۱۳-۶) که نتیجه طبیعی بحث تغییر شکل مواد چندبلوره است، بر مبنای اثر مانعیتی مرزدانه‌ها استوار است. ویژگی عمده این اثر، میدان تنش انتهای نوار لغزش متوقف شده است (شکل ۱۵-۶). از آنجا که لغزش نمی‌تواند آزادانه از مرزدانه‌های یک ماده چندبلوره منتشر شود، نوار لغزش در این محل می‌تواند تنشی بیشتر از یک تک‌بلور تحمل کند، و در اثر توقف نابجایی، تمرکز تنش به وجود می‌آید. هنگامی که این تنش به اندازه کافی زیاد شود، لغزش در دانه مجاور آغاز می‌شود، و همانطور که قبلاً در مورد آهن مشاهده شد، تغییر شکل به دانه مجاور انتشار می‌یابد. به این ترتیب در نقطه تسلیم پایینی نوار لودرز از یک دانه به دانه دیگر می‌رسد. از وجه تشابه نوار لغزش و شکاف در زمینه رها کردن تنشهای برشی، می‌توان ضریب تمرکز تنش در فاصله کوچک r حلوی یک باریکه لغزش متوقف شده به طول l را برابر با $(l/r)^{1/2}$ گرفت^{۳۶}. در حالت فعلی r را برابر با میانگین فاصله

32- Adams et al., (1960).

33- Lindley & Smallman, (1963),

34- Suits & Chalmers, (1961).

36- Eshelby et al., (1957). 35- Marcinkowski & Lipsitt, (1962).

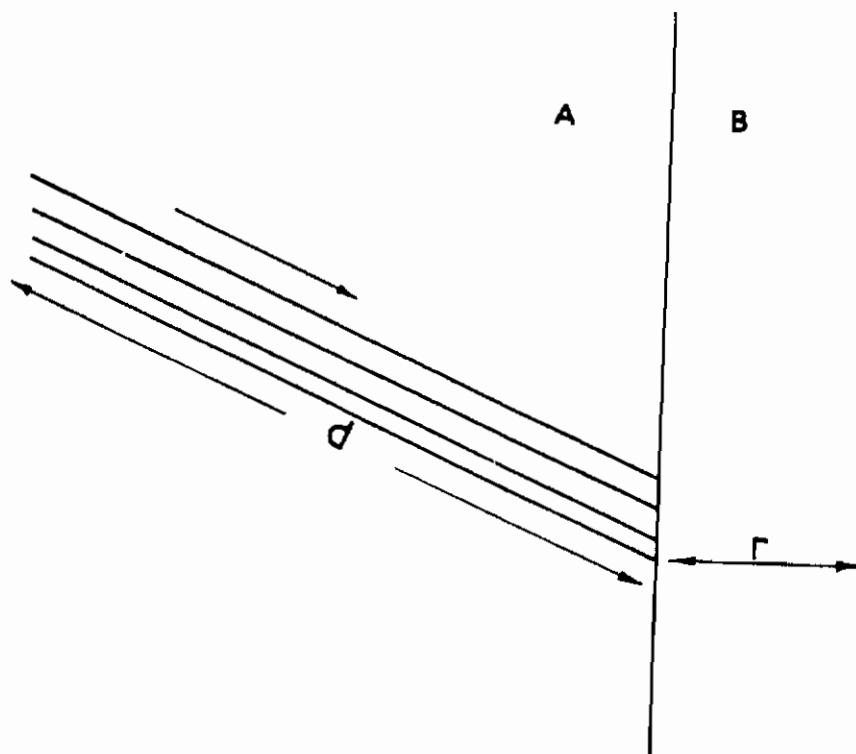
بین انتهای صفحه لغزش و نزدیکترین منبع نابجایی در دانه محاور، و l را معادل کسری از قطر دانه (مثلاً برای سهولت برابر با d) می‌گیریم. با فرض اینکه هنگام پیشرفت لغزش در دانه اولیه، حد پایینی (τ_d) برای تنش برشی لازم جهت فعال کردن این منبع وجود دارد، و با فرض اینکه برای فائق آمدن بر واکنش با رسوبهای ظریف، نقصهای شبکه‌ای و اتمهای ناخالص پراکنده، به تنش σ_i نیاز است، می‌توان رابطه زیر را نوشت:

$$\frac{1}{2} (\sigma_{LYP} - \sigma_i) \left(\frac{d}{r}\right)^{1/2} = \tau_d \quad (6-14)$$

از حایجا کردن عوامل رابطه فوق، به رابطه زیر می‌رسیم.

$$\sigma_{LYP} = \sigma_i + 2\tau_d \left(\frac{r}{d}\right)^{1/2} = \sigma_i + 2r^{1/2} \tau_d d^{-1/2} \quad (6-15)$$

که با مساوی قرار دادن k_v با $2r^{1/2} \tau_d$ ، معادل رابطه تجربی (۶-۱۳) می‌شود.



شکل ۶-۱۵ متوقف شدن انتشار لغزش دانه A به دلیل اثر ممانعتی مرز و بین دانه‌های A و B

بر اساس پیشنهاد اولیه در مورد فرآیند تسلیم، تنش متمرکز با باز کردن یک نابجایی قفل شده در اثر واکنش با اتمهای محلول (در مورد آهن آلفا، کربن و ازت)، یک منبع لغزش به فاصله r را فعال می‌کند. لیکن غالباً مقدار r محاسبه شده از روی ارقام تجربی کوچکتر

از مقدار محاسبه شده براساس جگالی نابجایی ماده است. از آن گذشته τ_h باید تابع دما باشد و در نتیجه k_v باید با دما تغییر کند. البته بسیاری از پژوهشگران مشاهده کرده‌اند که k_v مستقل از دماست، مگر اینکه مکانیزم تغییر شکل دیگری (مانند دوقلوشدن) در دماهای پایین دخالت داشته باشد. مشکل دیگر این است که اگر k_v معیاری از مهارشدن منابع لغزش باشد، تشریح اختلاف زیاد مقادیر k_v گزارش شده برای فلزات b.c.c. برای اساس دشوار است. با فرض احتمال وجود مکانیزم دیگری برای تسلیم می‌توان این مشکلات را حل کرد.

اگر متمرکزکننده تنش در مرزدانه کوچک و تیز باشد، ممکن است میدان تنش متمرکز موضعی تر از آن باشد که به نزدیکترین نابجایی برسد. علیرغم این واقعیت که مقدار تنش لازم برای بازکردن نابجایی از نظر تئوری کمتر از تنش لازم برای ایجاد یک نابجایی جدید است (30μ در مقایسه با 6μ)، ممکن است ایجاد نابجایی جدید در یک ناحیه پرتنش پیش از بازکردن نابجایی دیگر در خارج از آن ناحیه صورت گیرد. این احتمال مورد بررسی قرار گرفته و معلوم شده است که فقط هنگامی که تنش آزادکردن کمتر از تقریباً $\frac{1}{30}$ تنش ایجاد نابجایی جدید باشد، متمرکزکننده‌های تنش تیز به‌حای بازکردن نابجایی، ایجاد نابجایی جدید می‌نمایند^{۳۷}. این امر تقریباً "بازکردن نابجایی را به‌عنوان فرآیندی که در مواد حاوی نابجاییهای شدیداً مهار شده فعال باشد، رد می‌کند، لیکن در مواد قدری پیر شده با واکنش ضعیف بین اتمهای محلول و نابجاییها، فرآیندی ممکن به‌شمار می‌آید.

محتملترین محل ایجاد نابجاییهای جدید خود مرزدانه است و از نظر تئوری می‌توان در ایزه‌هایی به‌ابعاد اتمی در مرزدانه نابجایی جدید ایجاد کرد^{۳۸}. تایید عملی این گونه منابع مرزدانه‌ای در پژوهشی که روی آلیاژهای آهن - فسفر صورت گرفته است، مشاهده می‌گردد^{۳۹}.

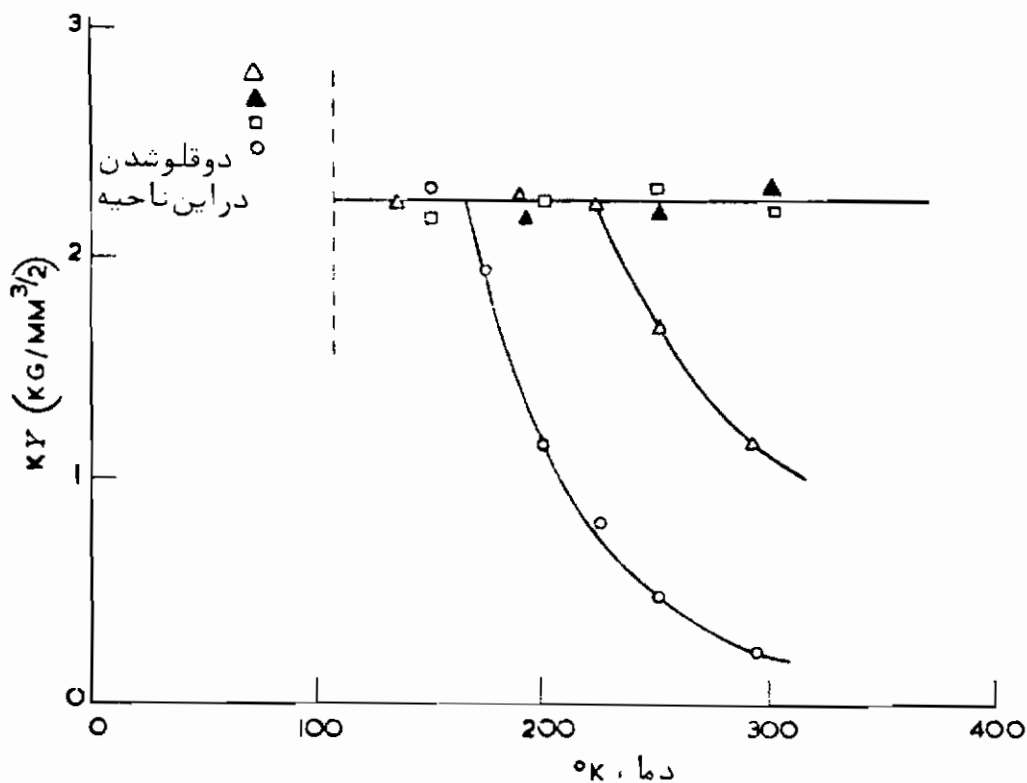
مقدار تحربی k_v باید نشانه‌ای از فرآیند فعال در هر ماده باشد، زیرا مقادیر τ_h و r فرآیندهای بازکردن و ایجاد نابجایی جدید باهم اختلاف دارند. در نتیجه برای ایجاد نابجایی جدید لازم است τ_h بزرگ و r کوچک باشد، در حالی که برای بازکردن نابجایی به τ_h کوچکتر و r بزرگتر نیاز داریم. فرآیندی محتملتر است که k_v کمتری داشته باشد. اگر مهار ضعیف باشد (مانند مواد قدری پیر شده)، فرآیند تسلیم در اثر بازکردن نابجایی صورت می‌گیرد، و اگر مهار محکم باشد (مانند اکثر فولادهای تابانده)، فرآیند تسلیم نتیجه ایجاد نابجایی در مرزدانه است. بستگی k_v به دما تابع فرآیند فعال هنگام تسلیم

37- Cottrell, (1963).

38- Li, (1963).

39- Hornbogen, (1963).

است زیرا باز شدن ناحیه‌ای از یک خط اتمهای جذب شده شدیداً به دما حساس است، در حالی که ایجاد ناحیه‌ای جدید در مرز دانه چنین نیست. این اثر به خوبی در شکل ۱۶-۶ نشان داده شده است^۴. با استفاده از عملیات پیرگردانی مختلف روی آهن حاوی ۰/۰۰۱ درصد کربن و ازت که از دمای بالا تبرید شده است، می‌توان درجه مهارشدن ناحیه‌ها توسط اتمها محلول بین‌نشین را تغییر داد. بیشترین درجه مهارشدن در اثر پیرشدن شدید یا سردکردن در کوره حاصل می‌شود، و در این حالت، مانند حالتی که از فعال بودن فرآیند ایجاد ناحیه‌های جدید در مرز دانه انتظار می‌رود، k_v فقط مختصری به دما حساس است. لیکن در مورد نمونه‌های تبرید شده بدون پیرگردانی، یا مختصری پیر شده، k_v به میزان چشمگیری در دماهای بالا تابع دما می‌شود، که مانند حالت مورد انتظار هنگام فعال بودن فرآیند باز شدن است.



شکل ۱۶-۶ بستگی k_v به دما در مورد آهن حاوی ۰/۰۰۱ درصد کربن و ازت پس از عملیات مختلف تبرید و پیرگردانی. ◯ = تبرید شده بدون پیرگردانی
 ◻ = تبرید شده + ۱ ساعت در ۱۴۰ °C ، ◻ = تبرید شده + ۱۲ ساعت در ۱۴۰ °C ، ◻ = سرد شده در کوره

این نتایج، لزوم نوحه دقیق هنگام تعبیر نتایج آزمایش تسلیم، و اهمیت رابطه هال بیج را در چنین تعبیرهایی می‌رسانند. با این رابطه می‌توان طی یک تحلیل ساده، مقادیر زیادی نتایج خواص مکانیکی مواد را مورد بررسی قرار داد. با دانستن اثر اندازه دانه‌ها، اثرات دیگر را می‌توان با استفاده از شیب و محل تقاطع منحنیهای هال - بیج با محورهای مختصات، به‌گونه بهتری درک کرد.

این اثر ممانعتی مرزدانه‌ها باید اثری عمومی باشد و به تنش تسلیم پایینی در موادی که نقاط تسلیم پایینی از خود نشان می‌دهند محدود نگردد. تجربه نشان داده است که رابطه‌ای شبیه رابطه (۱۳-۶) بین تنش سیلان σ_e مواد مختلف و اندازه دانه‌ها به شکل:

$$\sigma_e = \sigma'_0 + k'd^{-1/2} \quad (6-16)$$

وجود دارد. در این رابطه σ'_0 و k' ثابتهای جدیدی هستند که تابع کرنش می‌باشند^{۴۱}. در موادی که زیر ساختار در آنها به‌خوبی شکل گرفته و دیوارهای زیر مرز به‌عنوان موانع مؤثری عمل می‌کنند (مثلاً در آلومینیم^{۴۲} و آهن^{۴۳}) نیز رابطه مشابهی به‌دست آمده است. هرگاه یک نوار لغزش توسط مرزدانه متوقف شود، تنش اضافی از نوع $k'd^{-1/2}$ برای القاء تغییر شکل مومسان در دانه مجاور لازم است. در نتیجه، تنش برشی روی یک نوار لغزشی که در شرف القاء تغییر شکل مومسان می‌باشد عبارت است از:

$$\tau = \tau_0 + k_s d^{-1/2} \quad (6-17)$$

در اینجا τ_0 تقریباً تنش سریدن آسان تحزیه شده یک تک بلور آزاد است، ولی ممکن است به‌علت نیاز به لغزش چندگانه جهت تغییر شکل بلور درون توده، بیشتر از آن مقدار باشد، و k_s مقدار ثابتی است که تابع لغزش در دانه مجاور بر حسب تنشهای برشی می‌باشد. در نتیجه، تنش سیلان کششی در ماده چندبلوره از رابطه زیر به‌دست می‌آید:

$$\sigma_e = M_p \tau = M_p (\tau_0 + k_s d^{-1/2}) \quad (6-18)$$

از مقایسه رابطه‌های (۱۶-۶) و (۱۸-۶) نتیجه می‌گیریم:

$$\begin{aligned} \sigma'_0 &= M_p \tau_0 \\ k' &= M_p k_s. \end{aligned} \quad (6-19)$$

41- Armstrong et al., (1962). 42- Ball, (1957).

43- Ball, (1959).

از تشابه نوار لغزش با ترک از نقطه نظر رها کردن تنش برشی نتیجه می شود که حداکثر تنش برشی حلوی یک باریکه لغزش با تنش τ ، $(\tau - \tau_0)(d/r)^{1/2}$ است و در صفحه نوار لغزش بروز می کند . اگر برای شروع لغزش در نقطه ای به فاصله r لازم باشد این تنش حداکثر به سطح τ_{max} برسد ،

$$k_s = \tau_{max} r^{1/2} \quad (6-20)$$

از آنجا که عموماً " صفحه لغزش این منبع لغزش در صفحه تنش برشی حداکثر در جلوی نوار لغزش قرار ندارد ، مقدار τ_{max} باید به گونه ای باشد که تنش برشی لازم برای فعال کردن یک منبع (τ_d) در صفحه لغزش منبع لغزش به وجود آید . توزیع تنش را می توان بر حسب عامل طرز استقرار (M_p) تعریف کرد به طوری که در حالت متوسط ، مقدار τ_{max} مورد نیاز جهت فعال کردن یک منبع لغزش

$$\tau_{max} = M_p \tau_d \quad (6-21)$$

باشد . در نتیجه از رابطه های (۶-۲۰) و (۶-۲۱) نتیجه می گیریم :

$$k_s = M_p \tau_d r^{1/2}$$

یعنی :

$$k' = M_p^2 \tau_d r^{1/2} \quad (6-22)$$

این تحلیل k' یک تحلیل عمومی و مستقل از جزئیات فرآیند لغزش است ، و به این ترتیب می توان اثر عوامل مختلف روی تاثیر اندازه دانه را به گونه ای منطقی تفکیک کرد . بنابراین ، هنگامی که تعداد دستگاه های لغزش کم باشد ، M_p بزرگتر و تاثیر اندازه دانه ها بیشتر است . ضریب برشی (μ) و قفل شدن نابجاییها τ_d را کنترل می کند (قفل شدن سنجر به τ_d بزرگتر و در نتیجه شدت تاثیر اندازه دانه ها می گردد) . در صورتی که منبع درون دانه فعال شود ، چگالی نابجایی ، و اگر منابع مرزدانه ها فعال شوند ، ناسازگاری ممکن است r را کنترل کند . نتایج به دست آمده برای ضرایب تسلیم و سیلان پاره ای فلزات و آلیاژها در جدول ۳-۶ آمده است^{۴۴} . در فلزات f.c.c. ، مقدار M_p به خاطر زیاد بودن تعداد دستگاه های لغزش و مقدار τ_d به علت عدم وجود اثرات قفل شدن ، بزرگ نیستند . در نتیجه k' کوچک بوده و

حساسیت به اندازه دانه‌ها کم است. در واقع، در کرنشهای بالاتر، بستگی به اندازه دانه‌ها تقریباً از بین می‌رود. اگر مواد آلیاژی به‌منظور بالابردن اثرات قفل‌شدن افزوده شوند (مانند برنج آلفا)، τ_d افزایش یافته که منجر به بالارفتن k' می‌شود و بستگی به اندازه دانه‌ها تا کرنشهای بالا حفظ می‌شود.

جدول ۳-۶ ضرایب ثابت رابطه هال - پیچ در دمای اتاق

$k_y/\mu, k'/\mu$ ($10^{-3} \text{ mm}^{1/2}$)	k_y, k' ($\text{kg}/\text{mm}^{3/2}$)	σ_0, σ'_0 (kg/mm^2)	
مکعب مرکزپر			
۰/۲۸	۲/۳۹	۷/۲	فولاد نرم، نقطه تسلیم
۰/۱۵	۱/۲۶	۳۰/۰	فولاد نرم، $\epsilon = ۰/۰۱$
۰/۲۷	۲/۲۸	۴/۸	آهن سوئدی، نقطه تسلیم
۰/۱۲	۰/۹۹	۴/۶	آهن سوئدی قدری کربن زدایی شده، نقطه تسلیم
۰/۰۸	۰/۶۶	۳/۷	آهن سوئدی بدون نقطه تسلیم، حد تناسب
۰/۴۲	۵/۷	۱۱/۰	مولیبدن، نقطه تسلیم
۰/۱۲	۱/۷	۴۰/۰	مولیبدن، $\epsilon = ۰/۰۱$
۰/۰۴	۰/۱۳	۷/۰	نیوبیم، نقطه تسلیم
مکعب وجوه پر			
۰/۰۸	۰/۳۶	۲/۶	مس، $\epsilon = ۰/۰۰۵$
۰/۰۸	۰/۲۲	۱/۶	آلومینیم، $\epsilon = ۰/۰۰۵$
۰/۰۸	۰/۲۲	۳/۸	نقره، $\epsilon = ۰/۰۰۵$
۰/۲۵	۱/۰۰	۴/۶	برنج ۳۰-۷۰، نقطه تسلیم
۰/۲۷	۱/۱۰	۳۴/۴	برنج ۳۰-۷۰، $\epsilon = ۰/۲$
۰/۳۱	۰/۸۵	۵/۰	آلومینیم ۳/۵ درصد منیزیم، نقطه تسلیم
منشوری فشرده			
۰/۱۹	۰/۷۱	۳/۳	روی، $\epsilon = ۰/۰۰۵$
۰/۳۲	۱/۱۷	۷/۳	روی، $\epsilon = ۰/۱۷۵$
۰/۵۰	۰/۰۹	۰/۷	منیزیم، $\epsilon = ۰/۰۰۲$
۰/۲۹	۱/۳	۸/۰	تیتانیم، نقطه تسلیم
۰/۲۷	۰/۸	۳/۰	زیرکنیم، $\epsilon = ۰/۰۰۲$

در فلزات b.c.c.، اثرات قفل شدن اتمهای بین‌نشین موجب τ_d بسیار بزرگ می‌شود که علیرغم کوچکتر بودن مقدار M_p در مقایسه با فلزات f.c.c.، مقدار k' بزرگ است. پس از تسلیم که اثرات قفل شدن کاهش می‌یابند، τ_d کم می‌شود، لیکن k' هنوز هم بزرگتر از مقدار مربوطه در فلزات f.c.c. است (مثلاً Mo و Fe). حتی پس از حذف عناصر قفل‌کننده، τ_d فلزات b.c.c. هنوز بزرگتر از τ_d فلزات f.c.c. است و در نتیجه k' بزرگتر می‌ماند. (مثلاً آهن کرسن زدایی شده سوئدی).

در فلزات h.c.p. اثرات قفل شدن وجود ندارد و τ_d نباید بزرگ باشد. البته اگر لغزش در صفحات غیرقاعده شدیداً فعال باشد، این طور نخواهد بود. لیکن به علت بزرگ بودن M_p ، مقدار k' بزرگ بوده و با k' فلزات b.c.c. قفل نشده قابل مقایسه است.

تشکیل بافت

بافتهای مربوط به تغییر شکل

مشخص‌ترین ویژگی ریز ساختار فلزاتی که به شدت در شرایط T/T_m پایین تغییر شکل یافته باشند، عوض شدن شکل دانه‌هایشان است. همان‌گونه که قبلاً گفته شده است تغییر شکل هردانه باید با دانه‌های همسایه سازگار باشد تا پیوستگی در مرز دانه‌ها برقرار بماند. در تغییر شکل همگن کاملاً ایده‌آل، تغییر شکل هردانه شبیه تغییر شکل کل توده است. بنابراین هنگامی که یک قطعه چندبلوره در معرض کشش یا فشار ساده قرار می‌گیرد، تغییر شکل هردانه باید همراه با سیلان متقارن محوری باشد. دانه‌های کروی باید در فرآیند کشیدن سیم تقریباً به شکل دوک، و در فرآیند فشردن تقریباً به شکل قرص لبه گرد در آیند. عموماً این گونه تغییر شکل در عمل مشاهده می‌گردد.

در این گونه تغییر شکل، طرز استقرار هریک از بلورها به‌طور پیوسته تغییر می‌کند (مانند تغییر شکل تک‌بلور). مقدار تغییر طرز استقرار و جهت آن تابع تعداد دستگاههای لغزش فعال است. در نتیجه صفحات و جهات لغزش ارجح خود را در امتداد تنش وارده قرار می‌دهند تا طرز استقرار ارجح، یا بافت، در دانه‌های نهایی به وجود آورند. ماهیت طرز استقرار ارجح تابع نحوه توزیع طرز استقرار اولیه دانه‌ها و یکنواختی تغییر شکل است. همان‌گونه که انتظار می‌رود، در فلزات b.c.c. و f.c.c. پس از کرنش زیاد ($\epsilon > 0.4$)، و در فلزات h.c.p. در کرنش کم ($\epsilon \leq 0.1$)، تشکیل بافت صورت می‌گیرد.

تشکیل این بافتها از نظر عملی اهمیت دارد، زیرا خواص مکانیکی ماده نهایی می‌تواند

به طرز چشمگیری با طرز استقرار آن نسبت به محور تنش تغییر کند. به عبارت دیگر ماده^{۴۵} از نظر خواص مکانیکی ناهمگن می شود. این امر مخصوصاً در مورد ورق نورد شده صدق می کند. به این دلیل اطلاعات زیادی در باره بسیاری از فلزات و آلیاژها و عملیات فلز - کاری مختلف موجود است^{۴۵}. علیرغم کوششهای زیادی که در این رشته صورت گرفته است، پیشرفت نسبتاً کمی در زمینه درک مسئله تشکیل بافت در فلزات و آلیاژهای مختلف، و در نتیجه در پیش بینی بافت از روی خواص بلورهای در معرض تغییر شکل درون توده ماده، حاصل شده است.

تئوریهای تیلور^{۴۶}، و بیشاپ و هیل^{۴۷} در مورد تغییر شکل مواد چند بلوره f.c.c. قادر به پیش بینی هیچ کمیتی در رابطه با بافتهای حاصل از تغییر شکل نیستند، زیرا در این تئوریها هیچ نشانی از اینکه کدام پنج دستگاه لغزش از میان ترکیبهای فراوان ممکن عمل می کنند، وجود ندارد. در یک مورد کوشش شده است تا تشکیل بافت براساس این فرض که تنش در هردانه معادل تنش کششی ای باشد که جهت آن صفحات لغزش فعال را مانند حالت تک بلور تعیین می کنند، پیش بینی گردد^{۴۸}. چرخش دانهها را می توان از روی صفحات لغزش فعال محاسبه کرد. با اینکه بافت پیش بینی شده از این روش تقریباً شبیه بافتهای مشاهده شده در عمل می باشد، از بحث بالا روشن است که به دلیل در نظر نگرفتن شرایط پیوستگی مسئله بیش از حد ساده شده است و در نتیجه مقدار M در این مورد، مقدار متعارف مواد چند بلوره نیست.

ساده ترین بافت مربوط به تغییر شکل که از کشیدن سیم یا نورد میله حاصل می شود، را در نظر بگیرید. این بافت عموماً به بافت رشته ای شهرت دارد. در فلزات f.c.c. غالباً بافت دوگانه ای وجود دارد که در آن جهات [111] و [100] به موازات محور قرار می گیرند. یعنی جهات [111] یا [100] دانهها در امتداد محور قرار می گیرد و طرز استقرار آنها حول محور به نحو دلخواه است. نسبت دو بافت در فلزات مختلف متفاوت است. به عنوان مثال بافت [111] در آلومینیم ۱۰۰ درصد و در نقره ۲۵ درصد است^{۴۹}. منشاء این بافت دوگانه چرخش کلاسیک تک بلور تحت کشش است، زیرا بیشتر تک بلورها بر حسب طرز استقرار اولیه شان تمایل به چرخش به سمت قطب [111] یا [100] دارند. در اینجا می توان بانوعی استدلال آماری نسبتاً خام نشان داد که احتمال تشکیل بافت [111] بیشتر از بافت [100]

45- Barrett, (1952).

46- Taylor, (1956).

47- Bishop & Hill

48- Calnan & Clews, (1950, 1951, 1952).

49- Barrett, (1952).

است^{۵۰}. این استدلال از این قرار است.

برای اینکه بافت سیم، [100] خالص باشد، لازم است لغزش به نسبت‌های مساوی در چهار جهت از شش جهت لغزش <110> ممکن، صورت گیرد، در حالی که برای بافت [111] خالص باید لغزش به نسبت‌های مساوی در سه جهت از شش جهت <110> انجام شود. اگر احتمال لغزش در این شش جهت را یکسان فرض کنیم، وزن آماری یک بافت خاص حاصل ضرب چندگانگی آن بافت در احتمال بروز هر کدام از آنهاست. وزن آماری [111] برابر است با:

$$P_{[111]} = 4 \left(\frac{1}{6} \times \frac{1}{5} \times \frac{1}{4} \right)$$

و وزن آماری [100] برابر با:

$$P_{[100]} = 3 \left(\frac{1}{6} \times \frac{1}{5} \times \frac{1}{4} \times \frac{1}{3} \right)$$

است. در نتیجه احتمال نسبی برابر است با:

$$\frac{P_{[111]}}{P_{[100]}} = \frac{4}{1}$$

اگر هیچ عامل دیگری به جز احتمالات دخالت نداشته باشد، باید ۸۰ درصد بافت [111] و ۲۰ درصد بافت [100] به وجود آید.

اینکه آیا فلزات f.c.c بافت پایدارتر [111] یا بافت دوگانه از خود نشان می‌دهند تابع سهولت لغزش متقاطع است، زیرا اگر لغزش متقاطع به آسانی صورت گیرد، تمام حجم قطعه باید بتواند به صورت بافت [111] تغییر شکل دهد. سهولت بروز لغزش متقاطع در یک دمای مشخص تا اندازه زیادی از روی انرژی نقص انباشتی معلوم می‌شود. بنابراین در مواردی که مقدار انرژی نقص انباشتی در دست باشد، سعی در یافتن ارتباط بین بافتهای مشاهده شده و این انرژی معقول می‌نماید. نتیجه این امر در جدول ۴-۶ آمده است، و هم‌آهنگی خوبی بین نتایج این جدول و این عقیده که در فلزات با انرژی نقص انباشتی بالاتر، تمایل به تشکیل درصد بیشتری از بافت [111]، بالاتر است، وجود دارد. با اینکه ارقام تجربی برای آزمودن این عقیده در دست نیست، می‌توان انتظار داشت که هرچه دما بالاتر باشد،

درصد بیشتری بافت [111] ایجاد شود، زیرا لغزش متقاطع آسانتر می شود. در همه فلزات b.c.c.، لغزش متقاطع به آسانی صورت می گیرد، و بنابراین برخلاف فلزات f.c.c.، تمام فلزات b.c.c.، یک بافت یعنی بافت [110] دارند. با اینکه بافت [100] حول چهار جهت <111> متقارن است، این گونه بافت سیم در فلزات b.c.c. مشاهده نمی گردد.

جدول ۴-۶ مقایسه بافتهای فلزات F.C.C. با انرژیهای نقص انباشتی آنها گزارش شده

فلز	درصد بلورهای بافت [111] به موازات محور سیم		
	انرژی نقص انباشتی (ارگ بر سانتیمتر مربع)	*	**
آلومینیم	۲۳۸	۲۰۰	۲۸۰ ± ۵۰
مس	۱۶۳	۴۰	۸۵ ± ۳۰
نیکل	۳۰۰	۶۴-۱۰۰	۴۵۰ ± ۹۰
طلا	۱۰	۲۴-۴۷	۵۲ ± ۱۵
نقره	۲۰	۲۶-۵۸	۲۱ ± ۷
برنج آلفا	۲۵	۱۰-۱۵	

* Bolling et al., (1962)

** Thornton & Hirsch, (1958)

*** Dillamore & Smallman, (1965)

اخیراً، اسمالمن و همکاران^{۵۱} بافتهای فلزات و آلیاژهای f.c.c. نورده شده را با انرژیهای نقص انباشتی آنها مربوط کرده اند. این پژوهشگران در یافته اند که در هر سیستم آلیاژی که انرژی نقص انباشتی عناصر محلول آن پایین باشد (مثلاً Ag، Pt، Ce، Co)، می توان بافت را از حالت نزدیک به بافت ایده آل <112> {153} که مشخصه مس خالص نورده شده در دمای اتاق است، به بافت <112> {110} که مشخصه برنج آلفای نورده شده در دمای اتاق می باشد متمایل کرد. تغییر بافت در انرژی نقص انباشتی حدود ۳۵ ارگ بر سانتیمتر مربع صورت می گیرد.

51- Smallman & Green, (1964); Dillamore & Roberts, (1964);
Dillamore et al., (1964) a,b

همانطور که از مقادیر قدیمی‌تر جدول ۴-۶ معلوم می‌شود، بافت طلا و نقره باید شبیه بافت برنج آلفا باشد. این امر در مورد نقره درست است، لیکن درباره طلا که بافتی شبیه بافت مس از خود نشان می‌دهد، صدق نمی‌کند و در نتیجه انرژی نقص انباشتگی طلا باید بالاتر (مثلاً ۵۰ ارگ بر سانتیمتر مربع) باشد. مسلماً این افزایش موجب ایجاد هم‌آهنگی بهتری بین ارقام مربوط به بافت سیم و انرژی نقص انباشتگی در جدول ۴-۶ می‌شود. در این مورد نیز مانند حالت کشیدن سیم، ظاهراً فرآیند کنترل‌کننده سهولت لغزش متقاطع است. از آنجا که این فرآیند با گرما فعال می‌شود، تبدیل بافت نیز باید تابع دما باشد. نتایج آزمایش، این ایده را تأیید می‌کنند، زیرا می‌توان با نورد کردن نقره در دمای ۱۸۵ درجه سانتیگراد، بافت نوع مس در آن ایجاد کرد. از این گذشته، در آلیاژهای با پایه نقره که انرژی نقص انباشتگی کاهش می‌یابد، بافت نوع برنج تا دماهای خیلی بالاتر برقرار می‌ماند. از موضوع ماهیت بافت نورد برای تأیید آخرین نتایج انرژی نقص انباشتگی فلزات خالص که در جدول ۴-۶ آمده‌اند استفاده شده است.

روشن است که در این روش مسئله بیش از اندازه ساده شده است، زیرا عوامل دیگری مانند اصطکاک بین ماده و ابزار شکل‌دهنده، و بافت اولیه می‌توانند اثرات مهمی داشته باشند. لیکن این روش نشان می‌دهد که می‌توان رفتار پیچیده فلزات هنگام تغییر شکل طی فرآیندهای شکل‌دادن را، به‌گونه‌ای منطقی براساس متغیرهای بنیادی ماده بیان کرد.

بافتهای مربوط به تبلور مجدد

هنگام گرم کردن فلزی که شدیداً در T/T_m پایین تغییر شکل داده است، تبلور مجدد صورت می‌گیرد تا ساختار جدید دانه‌های متساوی‌المحور و بدون وجود اثرات تغییر شکل به‌وجود آید. این ساختار تازه را می‌توان مجدداً تغییر شکل داد. به این ترتیب با عملیات شکل‌دادن و تاپکاری متوالی می‌توان کرنشهای کاملاً زیاد به‌وجود آورد، به طوری که کرنش نهایی خیلی بیشتر از کرنش قابل تحصیل از راه سخت‌شدن کرنشی مداوم باشد. ماهیت تغییر شکل مومسان قبلی و مخصوصاً یکنواخت نبودن تغییر شکل، به‌گونه‌ای چشمگیر روی فرآیند تبلور مجدد و ماهیت ماده تبلور مجدد یافته تأثیر می‌گذارند. همانطور که قبلاً دیده ایم درجه غیریکنواختی تغییر شکل تابع اندازه دانه است (هرچه اندازه دانه‌ها کوچکتر باشد، تغییر شکل یکنواخت‌تر است). این نکته به‌خوبی از نتایج آزمایش روی مس با اندازه دانه‌های مختلف پیداست^{۵۲}. در کرنشهای پایین، انرژی ذخیره شده در نمونه‌های ریزدانه‌تر

بالا تر است (احتمالاً به دلیل لغزش چندگانه در تمام دانه‌ها)، لیکن با بالا رفتن کرنش تدریجاً این اختلاف از بین می‌رود. از این گذشته، دمای تبلور مجدد نمونه‌های درشت دانه‌تر بالاتر است، و همانطور که در جدول ۵-۶ مشاهده می‌گردد، اختلاف چشمگیری در اندازه نهایی دانه تبلور مجدد یافته به چشم می‌خورد.

در برخی موارد طرز استقرار ارجح اولیه در اثر تبلور مجدد متعاقب تغییر شکل شدید از بین می‌رود. در پاره‌ای موارد طرز استقرار برقرار می‌ماند، یا حتی در موارد دیگری به نوعی طرز استقرار ارجح دیگر تبدیل می‌شود. مقدار بافت تبلور مجدد با افزایش مقدار تغییر شکل قبلی و دمای تبلور مجدد، افزایش می‌یابد. برای به حداقل رسانیدن تشیل بافت باید تابکاری نهایی در دمای پایین صورت گیرد. یک روش عملی متداول، انجام تابکاری ماقبل آخر ماده در دمای بالا، سپس ایجاد تغییر شکل مختصر ($\epsilon \approx 0.1$)، و بالاخره تابکاری نهایی در دمای پایین است. به علت تغییر میزان جهت دار شدن خواص مکانیکی مواد با تبلور مجدد، توسعه تشکیل بافت‌های مربوط به تبلور مجدد در این گونه مواد، از نقطه نظر عملی حائز اهمیت است.

جدول ۵-۶ اندازه دانه نمونه‌های مسی تغییر شکل داده شده با اندازه دانه‌های

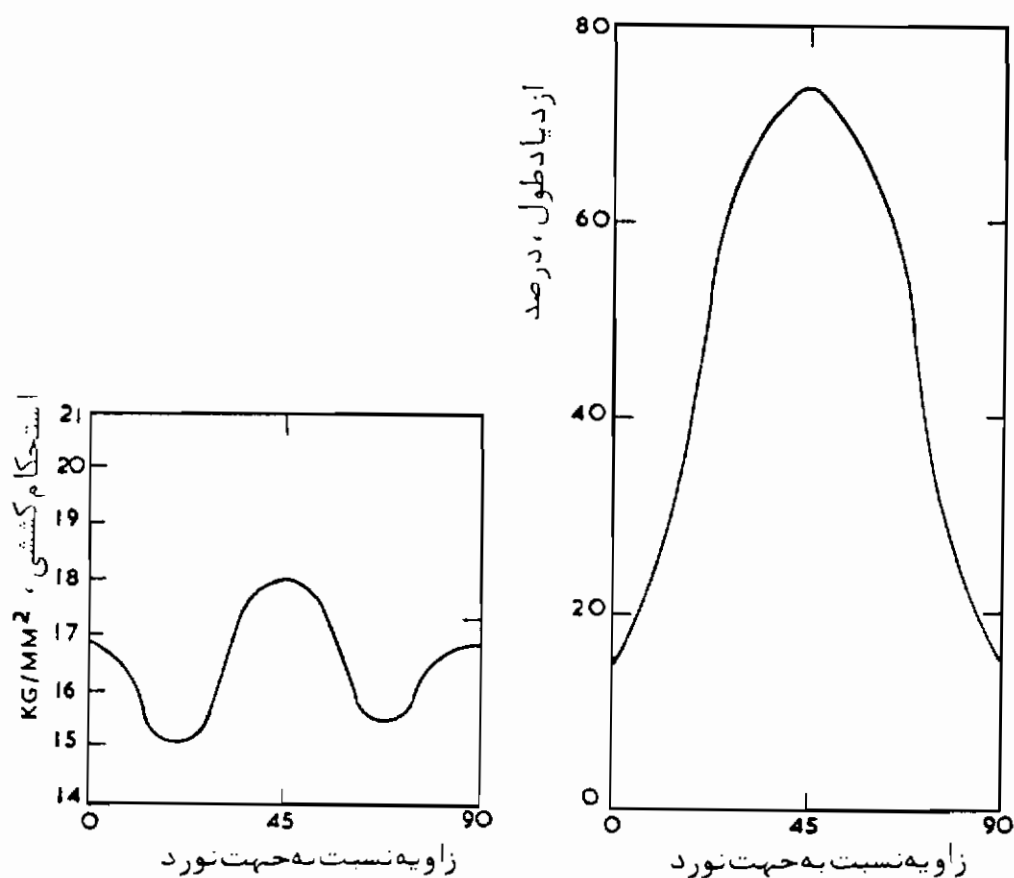
اولیه مختلف پس از تبلور مجدد (Clarebrough et al., 1962)

اندازه دانه پس از تبلور مجدد (mm)		
کرنش فشاری (ϵ)	درشت دانه (mm) (۰/۱۵)	ریزدانه (mm) (۰/۰۳)
۰/۱۱	۰/۱۰۴	۰/۰۴۷
۰/۲۲	۰/۰۵۴	۰/۰۲۸
۰/۴۸	۰/۰۳۹	۰/۰۲۲
۰/۶۹	۰/۰۲۳	۰/۰۱۵
۱/۲۰	۰/۰۱۴	۰/۰۱۳

اطلاعات مبسوطی در این زمینه برای فلزات و آلیاژهای مختلف وجود دارد^{۵۳}. همانطور که در شکل ۱۷-۶ در مورد مس مشاهده می‌شود، هنگامی که تبلور مجدد، بافت مکعب [001](100) به وجود آورد (در شرایط خاصی در بسیاری از فلزات و آلیاژهای f.c.c اتفاق می‌افتد)

53- Barrett, (952).

جهت‌دار بودن خواص مکانیکی بسیار چشمگیر است. شکل‌پذیری، دارای حداقل مشخص در موقعیت‌های صفر و ۹۰ درجه، و حداکثر در ۴۵ درجه است. به‌علت این غیریکنواختی ورقه‌های با بافت ارحح برای کشیدن عمیق مناسب نیستند، زیرا سیلان غیریکنواخت موجب نازک‌شدن موضعی و تشکیل "پره" می‌گردد. در نتیجه در ورقه‌های با بافت مکعبی که بیش از ۳۰ درصد دانه‌ها مکعب‌وار دنبال هم قرار گرفته باشند، در موقعیت‌های صفر و ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد، پره تشکیل می‌شود. تغییر شکل مومسان این ورقه‌های بافت‌دار مسئله‌حالی است، و پیشنهاد شده است که می‌توان منحنی سیلان یک توده بی‌نظم را از روی ارقام مربوط به ماده با بافت مکعبی پیش‌بینی کرد^{۵۴}.



شکل ۱۷-۶ جهت‌دار بودن استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول در سوار مسی با بافت مکعبی

همانگونه که قبلاً در مورد خطوط لغزش نیز مشاهده شد، وجود بافتهایی که کمتر جلب نظر می‌کنند، نیز می‌تواند هنگام بررسی تغییر شکل مومسان مواد تابانده مؤثر باشد.

54- Richards, (1952).

اهمیت طرز استقرار ارجح در تغییر مقدار M_p مورد استفاده در رابطه (۳۱-۶) از سوی پژوهشگران متعددی مورد تاکید قرار گرفته است^{۵۵}. این تاثیرات در مورد مواد f.c.c. و b.c.c. در مقایسه با مواد h.c.p. حزیبی است.

تغییر شکل آلیاژهای دوفازه

محسوس است که تغییر شکل تک بلورهای آلیاژها نشان داد که وجود فاز دوم (چه از نوع منطقه‌ای یا رسوب مجزا) استحکام فلز را خیلی بیشتر از روش استحکام بخشی یا محلول جامد بالا می‌برد. در واقع استحکام بخشی در اثر رسوب، به استحکام بخشی فلز زمینه در اثر محلول جامد، افزوده می‌شود. توده‌های چندبلوره آلیاژها نیز رفتار مشابهی از خود نشان می‌دهند، به این ترتیب که اثر اندازه دانه موجب استحکام بخشی اضافی می‌گردد (شکل ۱۸-۶). در شکل ۱۸-۶ مقدار مس موحود در آلیاژ محلول جامد برابر با مقدار مس فلز زمینه در آلیاژ حاوی رسوبهای مجزا است، و در نتیجه می‌توان استحکام بخشی در اثر رسوب را از استحکام بخشی در اثر محلول جامد تفکیک کرد. اندازه دانه‌های رسوب مشخصاً اثر چشمگیری روی استحکام بخشی دارد. هر دو نوع استحکام بخشی در اثر رسوب و محلول جامد تا دمای حدود $T_m / 44$ برقرار می‌مانند، و برای این دما، سریعاً افت کرده و تنش سیلان به تنش سیلان فلز خالص نزدیک می‌شود.

آلیاژهای دوفازه (یا دوگانه) را می‌توان بر حسب خواص مکانیکی نسبی شان به گروه‌های زیر تقسیم کرد:

۱- فاز دوم سخت‌تر از زمینه است.

(الف) فاز دوم شکل‌پذیر است (فاز β در برنج α)

(ب) فاز دوم ترد است ($CuAl_2$ در آلیاژهای آلومینیم)

۲- فاز دوم نرم‌تر از زمینه است.

(الف) فاز دوم شکل‌پذیر است (سرب در برنج)

(ب) فاز دوم ترد است (گرافیت در چدن)

در آلیاژهای دوفازه هر دو فاز در استحکام و رفتار مربوط به تغییر شکل آلیاژ مؤثرند. اگر کرنش هر دو فاز مساوی فرض شود، تنش میانیگین موجود در آلیاژ به ازاء کرنش معین به‌طور خطی با جزء حجمی فاز محکمتر بر اساس رابطه زیر بالا می‌رود:

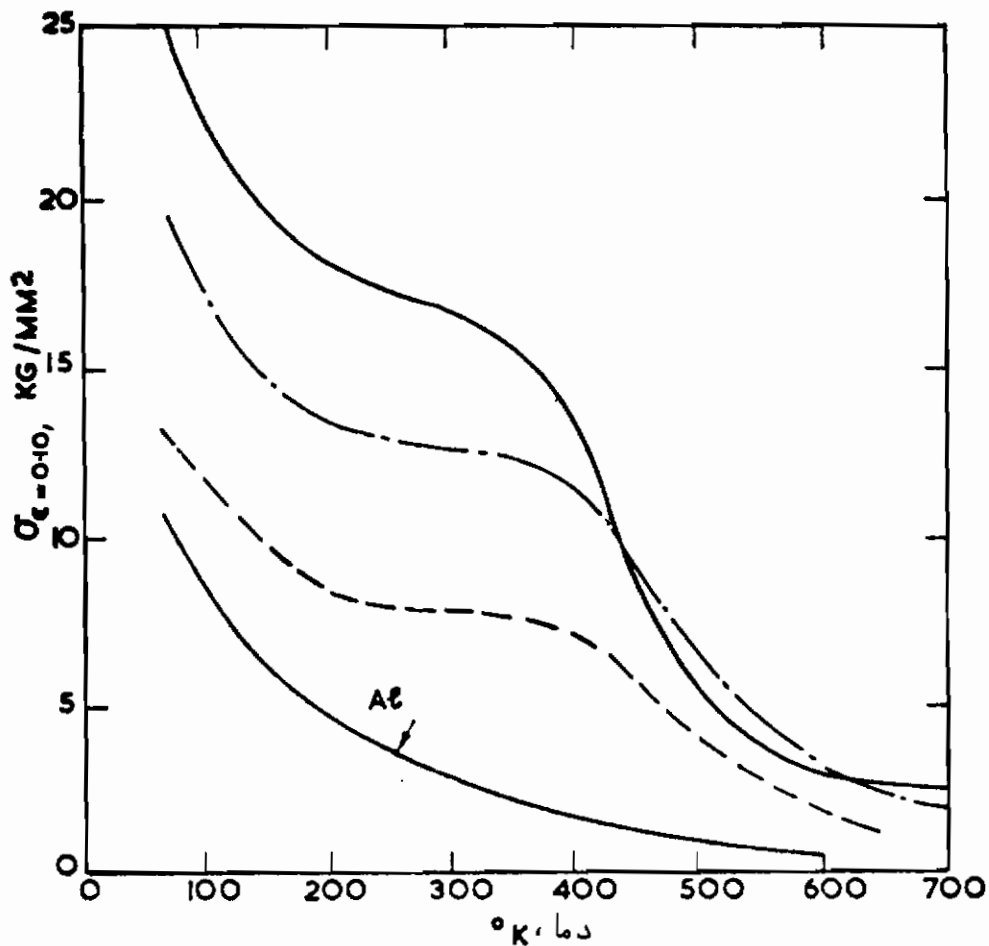
$$\begin{aligned}\sigma_{\text{duplex}} &= \sigma_{\alpha}v_{\alpha} + \sigma_{\beta}v_{\beta} \\ &= \sigma_{\alpha} + v_{\beta}(\sigma_{\beta} - \sigma_{\alpha})\end{aligned}\quad (۶-۲۳)$$

که در اینجا σ_{α} = تنش به‌ازاء واحد حجم فاز α .

σ_{β} = تنش به‌ازاء واحد حجم فاز β .

v_{α} = جزء حجمی فاز α .

v_{β} = جزء حجمی فاز β .



شکل ۱۸-۶ مقایسه بستگی تنش سیلان آلیاژ آلومینیم - مس به دما با آلومینیم خالص، (—) ۵ درصد دانه‌های درشت، (— · —) ۵ درصد دانه‌های ریز، (---) محلول جامد جاوی ۱۹۴/۵ درصد مس). Starr et al., 1954.

در مواردی که مقدار فاز دوم چشمگیر باشد، ظاهراً این الگوی ساده برای تنش سیلان و استحکام شکست انواع ساختارهای مختلف معتبر است. البته علاوه بر جزء حجمی فاز دوم اندازه، دانه و توزیع این فاز نیز تاثیر چشمگیری بر خواص استحکامی دارند. ارقام شکل

۱۸-۶ دشواری تفکیک این دواثر را نشان می دهند. جزء حجمی رسوب در هر دو آلیاژ یکسان است، لیکن به علت اختلاف اندازه، مشخصاً تعداد دانه‌های آن در یکی از آلیاژها بیشتر از دیگری است. از این گذشته، فاصله بین دانه‌ها در دو آلیاژ متفاوت است. نحوه توزیع فازها به نحوی چشمگیر، بر رفتار هر نوع آلیاژ تاثیر می گذارد. در نتیجه، اگر فاز دوم ترد و سخت تر از زمینه باشد، بر حسب نحوه توزیع آن دوحده افراطی می تواند بروز کند. یعنی اگر این فاز، شبکه نازک پیوسته‌ای در مرز دانه‌ها تشکیل دهد آلیاژ کاملاً ترد شده و از استحکام آن کاسته می شود. برعکس، اگر به صورت ذرات ریز درون دانه‌های زمینه منتشر شده باشد، موجب استحکام بخشی زیاد همراه با شکل پذیری قابل توجهی می گردد. اگر هر دو فاز شکل پذیر باشند، رابطه بین تغییر شکل‌های نسبی و جزء حجمی فازها به قرار زیر است.

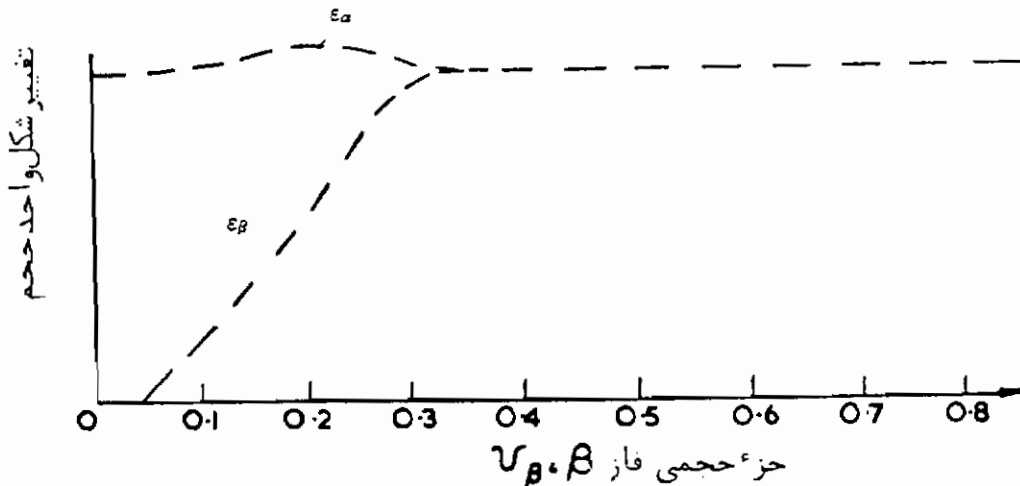
$$\epsilon_{\text{duplex}} = \epsilon_{\alpha} + v_{\beta}(\epsilon_{\beta} - \epsilon_{\alpha}) \quad (24-6)$$

که در اینجا ϵ_{duplex} = تغییر شکل واحد حجم آلیاژ دوگانه

ϵ_{α} = تغییر شکل واحد حجم فاز α

ϵ_{β} = تغییر شکل واحد حجم فاز β

مقدار v_{β} عامل مهمی در تعیین تغییر شکل این گونه آلیاژهاست، زیرا نحوه توزیع فازها تابع این متغیر است. بنابراین، به ازاء مقادیر v_{β} کم، آلیاژ شامل بلورهای β سخت در زمینه α نرم است و بیشتر تغییر شکل در فاز α صورت می گیرد. علاوه بر این، مقداری تغییر شکل اضافی در اطراف دانه‌های β انجام می شود، زیرا فاز α در این محل باید طوری تغییر شکل دهد تا پیوستگی فصل مشترک α - β برقرار بماند، که در نتیجه $\epsilon_{\alpha} > \epsilon_{\text{duplex}}$ با افزایش v_{β} ، تنشهای موضعی برای آغاز تغییر شکل مومسان در β کافی هستند، و ϵ_{β} با آن افزایش می یابد. در آلیاژی که حدود ۳۰ درصد β وجود داشته باشد، فاز α دیگر زمینه کاملاً پیوسته‌ای را تشکیل نمی دهد و بعضی از بلورهای α به وسیله بلورهای β احاطه می شوند. در نتیجه، تغییر شکل در هر دو فاز به سمت تساوی میل می کند، به قسمی که: $\epsilon_{\alpha} = \epsilon_{\beta} = \epsilon_{\text{duplex}}$. به تجربه معلوم شده است که به ازاء: $v_{\beta} = 0/35 - 0/7$ چنین حالتی به وجود می آید. به ازاء مقادیر بیشتر v_{β} ، تاثیر فلز زمینه روی تغییر شکل سهم عمده تری دارد و شکل پذیری سرعت افت می کند. این طرز رفتار در شکل ۱۹-۶ نمایش داده شده و صحت آن با تجربه نیز مورد تایید قرار گرفته است^{۵۶}.



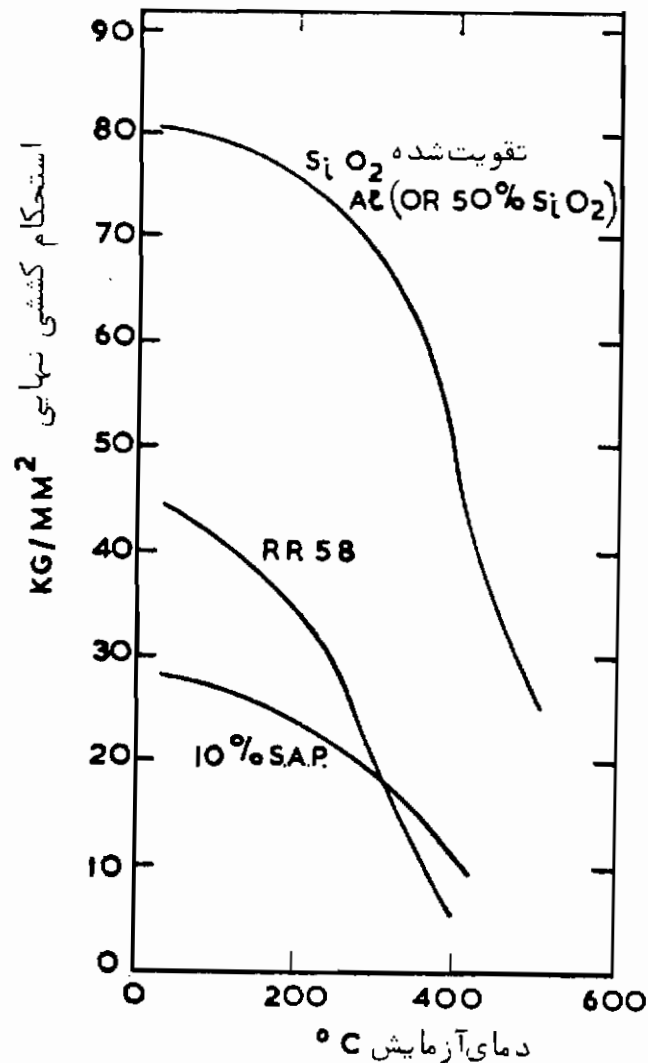
شکل ۱۹-۶ تاثیر جزء حجمی فازها روی تغییر شکل نسبی آنها

در سالهای اخیر کوششهایی به منظور تقویت فلزات به وسیله الیاف شیشه، تنگستن و مولیبدن صورت گرفته، لیکن تا کنون این اصل کاربرد تجارتي چندانی نیافته است، زیرا الیاف در اثر چسبیدن به زمینه و الیاف فلزی در اثر تبلور مجدد در دمای بالا استحکام خود را از دست می دهند. نتایج اخیر که از آزمایش روی آلیاژ آلومینیم تقویت شده با الیاف اکسید سیلیسم به دست آمده اند، امکانات این روش را آشکار می سازند^{۵۷}. همانطور که در شکل ۲۵-۶ مشاهده می گردد، این ماده از نظر استحکام در دماهای بالا برتری شایانی بر آلیاژ معمولی آلومینیم تقویت رسوبی شده (R.R. 58) و آلیاژ تقویت انتشاری شده^{۵۸} Al-Al₂O₃، دارد.

این افزایش استحکام نتیجه این است که نیرو تقریباً "تماماً" به وسیله الیاف تحمل می شود. نقش ماده زمینه، چسبانیدن الیاف به یک دیگر و انتقال تنش از یک رشته به رشته دیگر است. در نتیجه مکانیزم استحکام بخشی این مواد کاملاً با مکانیزمی که در مواد تقویت رسوبی یا انتشاری شده عمل می کند و تمام نیرو به وسیله زمینه تقویت شده با مواد رسوبی یا انتشاری تحمل می شود کاملاً تفاوت دارد. اگر تمام الیاف در یک جهت قرار گرفته باشند، استحکام نهایی را می توان از رابطه (۲۳-۶) محاسبه کرد. جزئیات بحث در مورد جنبه های نظری و تجربی استحکام بخشی با الیاف را می توان در پاره ای از کتابهای جدید یافت^{۵۸}.

57- Cratchlev & Baker, (1964).

58- Kelly & Davies, (1965; Cratchlev, (1965).



شکل ۶-۲ افزایش خواص دمای بالای آلومینیم در اثر تقویت رسوبی، تقویت انتشاری، و تقویت با الیاف (Cratchley and Baker, 1964)

کتابها و مقالات پیشنهادی

- Barrett, C. S. 1952. *Structure of Metals*. New York: McGraw-Hill.
- Cottrell, A. H. 1964. *The Mechanical Properties of Matter*. New York: John Wiley.
- Dorn, J. E. and Mote, J. D. 1963. *Materials Science Research*, 1, 12.
- Jaoul, B. 1964. *Étude de la Plasticité et Application aux Métaux*. Paris: Dunod.
- Kelly, A. 1966. *Strong Solid*. Oxford: Clarendon Press.
- McLean, D. 1957. *Grain Boundaries in Metals*. London: Oxford University Press.
- McLean, D. 1962. *Mechanical Properties of Metals*. New York: John Wiley.

مسایل

۱ - نتایج زیر از آزمایش کشش نمونه‌های فولاد نرم با اندازه دانه‌های متفاوت به دست آمده است:

d (mm)	σ_{LYP} (kg/mm ²)
۰/۰۱۲۹	۲۹/۶
۰/۰۲۶۸	۲۲/۹
۰/۰۵۵۰	۱۸/۹
۰/۰۶۱۶	۱۸/۰
۰/۰۸۰۴	۱۶/۶

ضرایب رابطه ۱۳-۶ و خطای استاندارد آنها را معلوم کنید (راهنمایی: فرض کنید مقادیر تنش تسلیم خالی از خطا هستند و اندازه‌گیری اندازه دانه‌ها به گونه‌ای بوده است که خطای ثابتی در $d^{-1/2}$ وجود داشته است.)

۲ - رابطه بین حداقل سرعت نفوذ (D) و نرخ کرنش ($\dot{\epsilon}$) آهن چندبلوره حاوی ازت هنگام تسلیم تکراری به قرار زیر است^{۵۹}.

$$D = 10^{-9} \dot{\epsilon} \text{ cm}^2/\text{sec}$$

با فرض اینکه رابطه فوق برای انواع عناصر بین نشین در فلزات b.c.c معتبر باشد، با توجه به ارقام زیر معلوم کنید کدام عنصر موجب شروع تسلیم تکراری در شرایط $\dot{\epsilon} = 6/7 \times 10^{-5} \text{ sec}^{-1}$ و دمای ۲۴۰ درجه سانتیگراد در نیوبیم حاوی مقادیر مختصری کربن ازت و اکسیژن می‌شود.

$$D = 0/0046 e^{(-33,300/RT)} \text{ cm}^2/\text{sec.} \text{ کربن در نیوبیم}$$

$$D = 0/0072 e^{(-34,800/RT)} \text{ cm}^2/\text{sec.} \text{ ازت (} N_2 \text{) در نیوبیم}$$

$$D = 0/015 e^{(-27,600/RT)} \text{ cm}^2/\text{sec.} \text{ اکسیژن } O_2 \text{ در نیوبیم}$$

۳ - انواع الگوهای مربوط به تنش سیلان بر اساس نابجایی در فلزات به رابطه‌ای از نوع:

$$\frac{\tau}{\mu} = \frac{b\rho_D^{1/2}}{w}$$

منجر می‌شوند. در اینجا w عددی در حدود ۳ تا ۵ و b بردار برگرز است. این رابطه را بر اساس مباحث کلی مربوط به اندازه عوامل مختلف موجود در رابطه، استخراج کنید.

ارقام زیر از آزمایش کشش نقره چندبلوره به دست آمده اند:

تنش سیلان (kg/mm^2)	جگالی نایجایی (در سانتیمتر مربع)
۱۳/۳	$۲/۲ \times ۱۰^{۱۰}$
۱۷/۶	$۵/۲ \times ۱۰^{۱۰}$
۲۱/۳	$۶/۸ \times ۱۰^{۱۰}$

فرمول عمومی را با توجه به این ارقام آزمایش کرده و مقدار w را محاسبه کنید.

۴ - بر اساس ارقام زیر، استحکام کششی نهایی تانتالم به سرعت با افزایش دما، کاهش می یابد.

استحکام نهایی ($\text{psi} \times ۱۰^۴$)	دما ($^{\circ}\text{C}$)
۷/۳	۲۰
۶/۲	۴۲۵
۴/۵	۶۵۰
۲/۲	۹۸۰
۱/۷	۱۱۰۰
۱/۵	۱۲۰۰

با توجه به دمای ذوب بالای تانتالم (۳۰۰۰°C)، می خواهیم با استفاده از ویسکرها یا قوت که استحکام میانگین آن طبق جدول زیر با دما تغییر می کند، ماده ای با استحکام زیاد در دمای بالا تولید کنیم. با فرض اینکه چسبندگی بین ویسکرها و فلز در حد مطلوب باشد، استحکام موادی حاوی ۲۵ و ۵۰ درصد ویسکر را محاسبه کرده و با ارقام مربوط به فلز خالص مقایسه کنید.

استحکام میانگین ($\text{psi} \times ۱۰^۴$)	دما ($^{\circ}\text{C}$)
۹۰	۲۰
۸۰	۶۵۰
۶۰	۱۱۰۰
۲۸	۱۵۴۰
۱۰	۱۷۷۰

۷ شکست

استحکام کششی مطلوب

میله‌ای با مساحت سطح مقطع واحد تحت اثر تنش کششی فزاینده σ را در نظر بگیرید. هنگامی که این تنش به یک مقدار بحرانی σ_t (استحکام کششی مطلوب) می‌رسد، میله در اثر گسستن بیوندهای بین اتمهای واقع در طرفین یک صفحه اتمی عمود بر محور خود، می‌شکند. فرض می‌کنیم تغییر شکل تا زمان شکستن کشسان است. تغییرات نیروی چسبندگی بر حسب مقدار جابجا شدن اتمها نسبت به یکدیگر می‌توان به تقریب به صورت یک تابع سینوسی (۷-۱) بیان کرد. یعنی:

$$\sigma = \sigma_t \sin \frac{2\pi x}{\lambda_s} \quad (7-1)$$

در این رابطه x مقدار جابجا شدن اتمها نسبت به یکدیگر با تغییرات فاصله میانگین آنها، و λ_s طول موج است. این رابطه به‌ازاء تنشهای کم به صورت:

$$\sigma = \sigma_t \frac{2\pi x}{\lambda_s} \quad (7-2)$$

در می‌آید. همچنین در کرنشهای کم، تنش طبق قانون هوک به مقدار جابجا شدن اتمها نسبت به یکدیگر مربوط می‌شود، یعنی:

$$\sigma = \frac{E x}{b} \quad (7-3)$$

است. از مساوی قرار دادن دو رابطه (۷-۲) و (۷-۳)، رابطه:

$$\sigma_t = \frac{E\lambda_s}{2\pi b} \quad (7-4)$$

نتیجه می‌شود. کار انجام شده به وسیله تنش تا لحظه شکست از رابطه:

$$\begin{aligned} W &\simeq \frac{1}{2} \int_0^{\lambda_s/2} \sigma_t \sin \frac{2\pi x}{\lambda_s} dx \\ &= \frac{\lambda_s \sigma_t}{2\pi} \end{aligned} \quad (7-5)$$

محاسبه می‌شود. فرض می‌کنیم تمام کار انجام شده تا شکست صرف ایجاد دو سطح جدید می‌شود که انرژی واحد سطح هریک از آنها برابر با γ_s است، یعنی:

$$2\gamma_s = \frac{\lambda_s \sigma_t}{2\pi} \quad (7-6)$$

از حذف λ_s بین رابطه‌های (۷-۴) و (۷-۶) رابطه:

$$\sigma_t = \left(\frac{2\gamma_s E}{b} \right)^{1/2} \simeq \left(\frac{\gamma_s E}{b} \right)^{1/2} \quad (7-7)$$

به دست می‌آید. از آنجا که کارکشسان انجام شده تا شکست، به انرژی سطح اتمهای جدا شده تبدیل شده است رابطه اضافی:

$$\gamma_s \simeq \frac{Eb}{20} \quad (7-8)$$

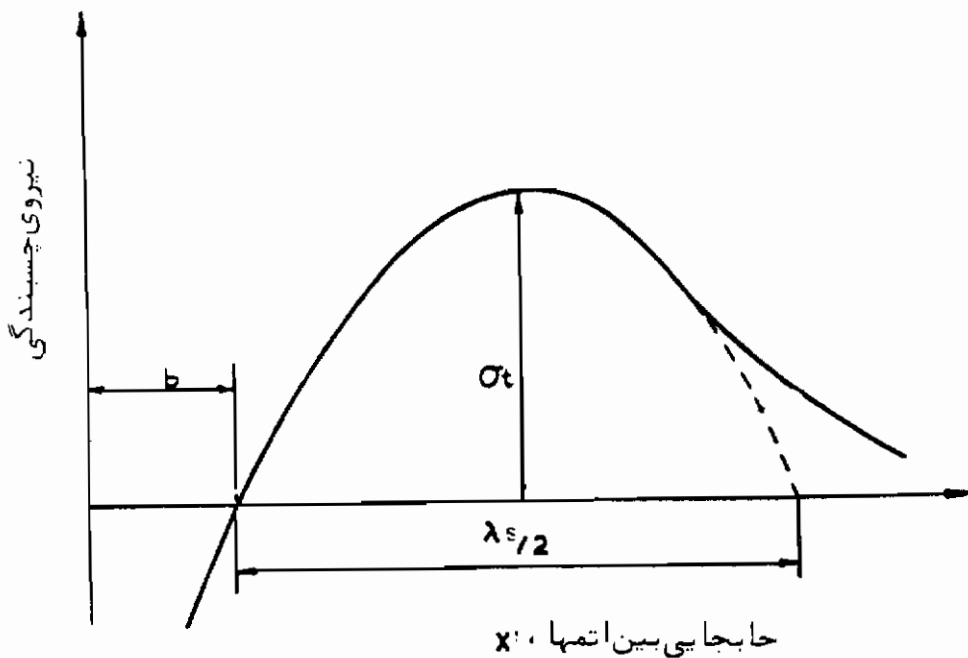
را نیز داریم، و اگر این مقدار را به جای γ_s در رابطه (۷-۷) قرار دهیم، خواهیم داشت:

$$\sigma_t \simeq \frac{E}{5} \quad (7-9)$$

در سالهای اخیر مدارک فراوانی ارائه شده‌اند که نشان می‌دهند بلورهای بدون رگه فوق‌العاده محکم هستند و همانطور که در جدول ۷-۱ مشاهده می‌شود، می‌توانند استحکامی نزدیک به حد نظری داشته باشند.

جدول (۷-۱) بالاترین استحکام به دست آمده در جامدات

E/σ_f	E (kg/mm ²)	$\sigma_f =$ بیشترین استحکام مشاهده شده	ماده
۴	$9/9 \times 10^3$	$2/46 \times 10^3$	الیاف اکسید سیلیسیم
۲۳	۳۰/۱	۱/۳۴	ویسکر آهن
۲۶	۱۶/۹	۰/۶۶	ویسکر سیلیسیم
۳۲	۱۶/۹	۰/۵۳	سیلیسیم (توده)
۳۳	۵۰/۶	۱/۵۵	ویسکر اکسید آلومینیم
۴۰	۴/۴	۰/۱۳	کلرید سدیم
۶۴	۲۰/۴	۰/۳۲	فولاد بازیخت آستینیتی
۷۲	۲۰/۴	۰/۲۸	سیم پیانو
۱۴۵	۳۵/۸	۰/۲۵	برن



شکل ۷-۱ نمایش تقریبی تغییرات نیروی چسبندگی بر حسب اتمها به صورت یک

منحنی سینوسی.

مواد معمولی در تنشهایی بسیار پائین تر از ارقام جدول ۷-۱ می شکنند. در واقع تنشهای شکستی به کوچکی $\frac{E}{50000}$ نیز گزارش شده اند. علت پایین بودن نسبی این تنشهای شکست، وجود رگه یا ترک در قطعه است که به عنوان متمرکزکننده تنش عمل می کند و منجر به بروز تنشهای موضعی در حد استحکام کششی نهایی مطلوب ماده می گردد. شکاف لبه‌ای یا داخلی کوچکی در یک ورق نازک را در نظر بگیرید. تنش اعمال شده (σ) ، در نوک این شکاف به صورت موضعی به نسبت $(c/\rho_t)^{1/2}$ بزرگ می شود. در این رابطه c عمق شکاف لبه‌ای یا نصف طول شکاف داخلی و ρ_t شعاع انحنا نوک شکاف است. در نتیجه در حالت شکاف داخلی در یک ورق نازک، تنش متمرکز شده (σ^*) برابر است با:

$$\sigma^* = 2\sigma \left(\frac{c}{\rho_t} \right)^{1/2} \quad (7-10)$$

هنگامی که این تنش با استحکام کششی مطلوب ماده بر اساس رابطه (۷-۷) مساوی شود، شکست صورت می گیرد. بر این اساس استحکام شکست اسمی (σ_{nom}) ، برابر است با:

$$\sigma_{nom} \simeq \left(\frac{\gamma_t E \rho_t}{4bc} \right)^{1/2} \simeq \frac{E}{10} \left(\frac{\rho_t}{c} \right)^{1/2} \quad (7-11)$$

روشن است که حد پایین ρ_t ، فاصله اتمی می باشد. فرض کنید $\rho_t = b$ و $c = 10^4 b$ ، در این صورت $\sigma_{nom} \simeq E/1000$ ، یعنی فقط با ایجاد یک ترک به طول تقریبی 10^{-4} سانتیمتر، تنش مورد نیاز برای شکست قطعه به نحو چشمگیری کاهش یافته است.

فرآیند شکست هنگامی آغاز می شود که یک ترک پایدار در ماده پدیدار شود، لیکن تا این ترک در ماده پیشروی نکند، شکست پایان نمی پذیرد. بر حسب نوع ماده، دما، حالت تنش و نرخ بارگذاری، انواع مختلف شکست بروز می کند. بطور کلی شکست را می توان در چهارگروه شکست ترد، شکست شکل پذیر، شکست خزشی و شکست در اثر خستگی دسته بندی کرد. البته مرزهای این دسته بندی چندان مشخص نیست.

همه انواع شکستها یک ویژگی مشترک دارند، به این معنی که جوانه زنی شکست حاصل سیلان مومسان موضعی است. فرآیند جوانه زنی بر این واقعیت استوار است که سیلان می تواند در برخی مواضع در حالی صورت گیرد که بقیه ماده در شرایط کشسان است یا دارای کرنش مومسان دیگری می باشد. در مرزهای این مواضع تمرکز تنش شدیدی بروز می کند، و گاهی اوقات تنش متمرکز با استحکام چسبندگی ماده برابر شده و منجر به تشکیل ترک می گردد. نحوه پیشرفت این گونه ترکها، ماهیت شکست نهایی را تعیین می کند. در نتیجه، برای

پیشروی ترک اولیه در حالت شکست شکل پذیر، لازم است تغییر شکل مومسان بیشتری صورت گیرد، در حالیکه در شکست ترد نیازی به تغییر شکل مومسان نیست. البته ممکن است چنین تغییر شکلی هنگام پیشرفت ترک بروز نماید.

در این فصل فقط شکست ترد، شکل پذیر و شکست در اثر خستگی مورد بحث قرار خواهند گرفت. مبحث شکست خزشی را می توان در کتاب تالیف گاروفالو^۱ یافت.

شکست ترد

ویژگیها

همانطور که قبلاً مشاهده شد، بسیاری از فلزات (به استثنای مورد کاملاً مشخص گروه f.c.c.) در اثر کاهش دما (معمولاً تا زیر دمای اتاق) نوعی تبدیل رفتار از شکل پذیر به ترد از خود نشان می دهند. عموماً قاعده‌ای بنیادی در مورد محدوده دمای تبدیل رفتار وجود ندارد زیرا خواص فیزیکی دیگر ماده در این محدوده دما به صورت ناپیوسته تغییر نمی کنند، و می توان با تغییر نرخ کرنش، ترکیب شیمیایی و ریز ساختار و ایجاد شکاف، دمای تبدیل را تغییر داد. به علت اهمیت فنی زیاد این مسئله (مخصوصاً در رابطه با رفتار انواع فولادها) بخش عمده کار روی شکست در این زمینه متمرکز شده است.

بیشتر شکستهای ترد درون بلوری هستند و در امتداد صفحه بلورین ساده‌ای به نام صفحه کلیواژ حرکت می کنند. پیوندهای اتمی درون بلور غیر ایزوتروپ هستند و انتظار می رود صفحه کلیواژ صفحه‌ای با ضعیف ترین پیوند اتمی باشد. این امر ظاهراً با محاسبات انجام شده روی کار کلیواژ (جدول ۲-۷) تأیید شده است.^۲

در برخی موارد، شکست ترد در اثر جدا شدن دانه‌ها در محل مرز، یعنی شکست برون دانه‌ای، صورت می گیرد. این گونه از کارافتادگی بردونوع است. در یک مورد ورقه نازکی از یک فاز ترد دانه‌ها را در محل مرز از هم جدا می سازد (مانند فولادهای کرم-نیکل آستنیتی ترد شده در اثر رسوب فاز کاربید^۳). در مورد دیگر احتمالاً ترد شدن مرز دانه‌ها فقط به علت اجتماع جدانشین‌ها در این محلها، بدون حضور فاز جداگانه است (مانند ترد شدن مس به وسیله آنتیموان^۴، و ترد شدن آهن در اثر اکسیژن^۵).

1- Garofalo (1965)

2- Gilman, (1960)

3- Plateau et al., (1957).

4- McLean, (1952).

5- Rees & Hopkins, (1952),

جدول ۲-۷ کار کلیواژ صفحات بلورین مختلف

صفحه کلیواژ مشاهده شده	کار کلیواژ (ارگ برسانتیمتر مربع)			بلور
	{111}	{110}	{100}	
(۱۰۰)	*	۲۳۳۰	۱۳۱۰	MgO
(۱۰۰)	*	۷۸۰	۳۷۵	LiF
(۱۰۰)	*	۳۴۵	۳۱۰	NaCl
(۱۱۱)	۸۹۰	۱۲۷۰	۱۳۵۰	Si
(۱۱۱)	۳۵۰۰	۵۵۰۰	۷۰۵۰	الماس
(۱۰۰)	۵۳۴۰	۱۷۱۰	۱۴۴۰	آهن آلفا

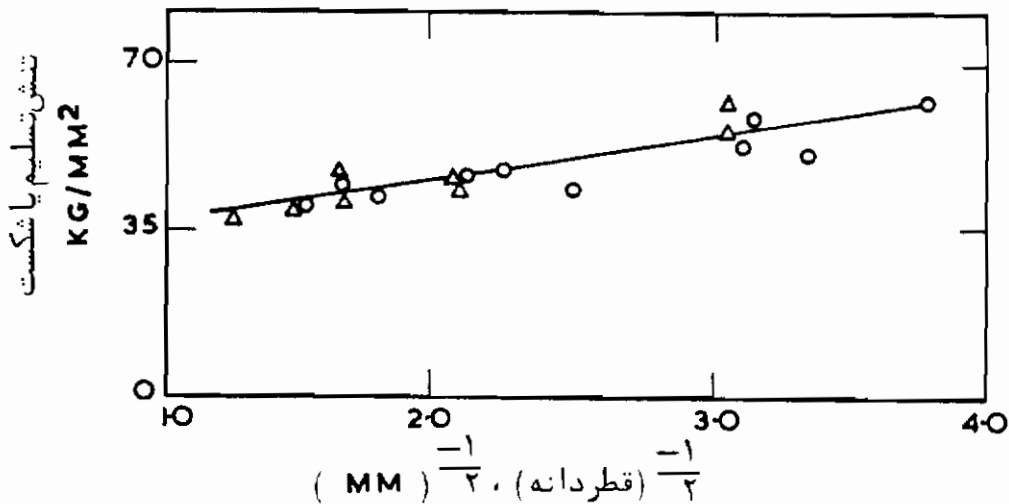
* صفحه غیر خنثی از نظر الکترواستاتیکی

جوانه زنی

دومورد مشاهده تجربی زیر نشان داده‌اند که سیلان مومسان منجر به شکست ترد می‌شود. (۱) ثابت شده است که تنش شکست ترد آهن چندلوره در محدوده وسیعی از اندازه دانه، برابر با تنش تسلیم آن است (شکل ۲-۷) تنشهای تسلیم در فشار و تنشهای شکست در کشش اندازه‌گیری شده‌اند. رابطه نزدیک بین تنشهای تسلیم و شکست بیانگر این است که سیلان مومسان مختصری جهت شکستن قطعه در تنشهای میانگین پایین کفایت می‌کند. (۲) بلورهای روی در دمای ۱۹۶- درجه سانتیگراد معمولاً در تنشهای پایین می‌شکنند، لیکن اگر از سیلان مومسان در آنها جلوگیری شود، تنشهای بسیار زیادی برای شکستن مورد نیاز خواهد بود^۷. با استقرار صفحات لغزش در جهت عمود بر محور کشش، تنش برشی در این صفحات تا حد صفر کاهش می‌یابد و با نزدیک شدن زاویه بین صفحه لغزش و محور کشش به ۹۰ درجه، تنش شکست با شتاب زیاد افزایش می‌یابد. در $\chi_0 = 89^\circ$ ، $E/\sigma_f \approx 20000$ است، که البته هنوز خیلی پایین‌تر از استحکام نظری می‌باشد.

6- Low, (1956).

7- Gilman, (1958).



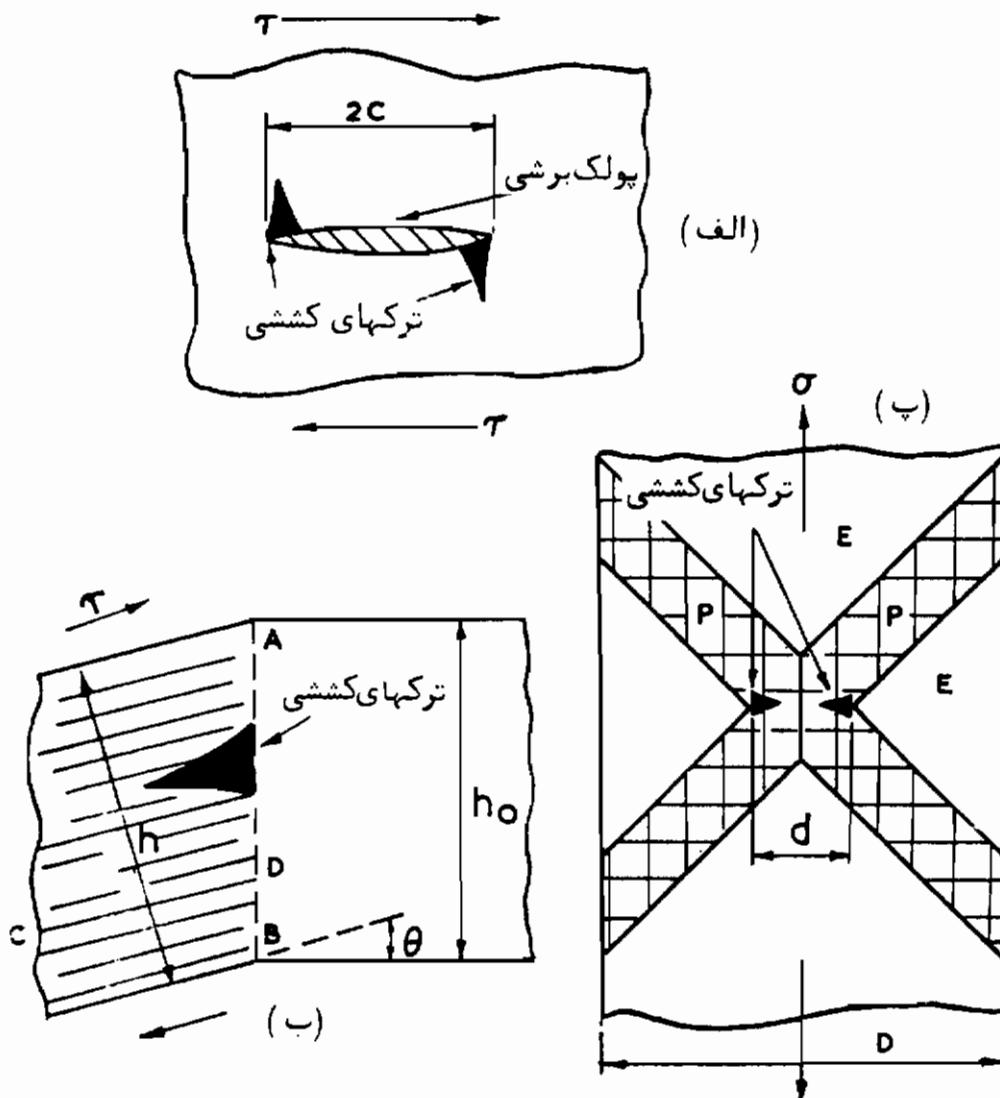
شکل ۲-۷ تساوی تنش شکست در کشش (Δ) با تنش تسلیم در فشار (O) در مورد فولاد نرم با اندازه دانه‌های متفاوت در دمای ۱۹۶- درجه سانتیگراد^۶.

جوانه‌زنی ترک در اثر سیلان مومسان می‌تواند حداقل طی سه مکانیزم مختلف صورت گیرد: (۱) پولکهای برشی، (۲) فصل مشترکهای بین کرنشهای مومسان، و (۳) محل تقاطع نوارهای لغزش. این سه مکانیزم به صورت ترسیمی در شکل ۳-۷ نمایش داده شده‌اند. گونه‌های مختلفی از چنین مکانیزمهایی وجود دارند، لیکن می‌توان بیشتر حالت‌های ممکن را به صورت این سه مکانیزم اصلی خلاصه کرد^۸.

پولک برشی، ناحیه ورقه‌ای نازکی است که در آن لغزش صورت گرفته است. جهت برش به موازات صفحه ورقه است، و بزرگترین بعد ورقه در مقایسه با ضخامت آن بزرگ است. در شرایط کاملاً حدی، ورقه در یک صفحه لغزش واقع است، که در این صورت ضخامت آن فقط یک فاصله اتمی خواهد بود. البته پولک برشی ممکن است یک دوقلو بوده یا شامل یک دسته صفحاتی که در آنها لغزش صورت گرفته است، باشد. این نوع پولک برشی عملاً معادل ترک در ورقه‌ای است که قبلاً مورد بررسی قرار داده‌ایم، و تنش برشی متمرکز τ^* در نوک این پولک برشی برابر است با:

$$\tau^* = \tau \left(\frac{c}{\rho_l} \right)^{1/2} \quad (12-7)$$

همان گونه که در شکل ۳-۷ (الف) مشاهده می شود، این تنش برشی متمرکز با تنشهای کششی شدیدی همراه است که تمایل به تشکیل ترک دارند.



شکل ۳-۷ تشکیل ترک: (الف) در لبه پولکهای برشی، (ب) در فصل مشترک کرنشهای مومسان (پ) در محل تقاطع نوارهای لغزش ($P =$ ناحیه مومسان $E =$ ناحیه کشسان) ^۹.

در فصل مشترکی که کرنش مومسان به طور ناگهانی به یک مقدار بسیار کوچکتر می رسد نیز ممکن است تنشهای کششی شدید ایجاد گردد. این وضعیت در شکل ۳-۷ (ب) نمایش داده شده است. در اینجا کرنش برشی در طرفین فصل مشترک به اندازه زاویه برشی θ باهم

اختلاف دارند. اگر برش در صفحات لغزشی موازی با AB صورت گیرد، هیچ گونه کرنش ناسازگاری به وجود نمی آید و در نتیجه تنش کششی ایجاد نمی شود. لیکن اگر شرایط طوری باشد که برش در صفحاتی مانند CD ایجاد شود، اختلاف ارتفاع $(h_0 - h)$ موجب بروز کرنش کششی $(h_0 - h)/h_0$ و تنش کششی تقریبی $E[(h_0 - h)/h_0]$ در ناحیه برش می گردد. از آنجا که $h = h_0 \cos \theta$ است، تنش کششی تقریباً برابر با $E(1 - \cos \theta)$ خواهد بود، و زاویه های برش بسیار کوچک می توانند تنشهای کششی بسیار زیادی به وجود آورند. این گونه ترکها در مرزهای چین خوردگی در روی در دمای پایین مشاهده شده اند.

حالت مشابهی هنگام تقاطع دو قلوها که ناپیوستگیهای کرنش برشی نیز می توانند موجب ایجاد ترک گردند، بروز می کند، و این امر در مورد روی مشاهده شده است^{۱۰}. هندسه دو قلو شدن در فلزات b.c.c. اخیراً به تفصیل مورد بررسی قرار گرفته و معلوم شده است که تقاطع دو قلوها مکانیزم مهمی برای جوانه زنی ترک است^{۱۱}. میزان تاثیر یک دو قلو در مرکز کردن کرنش در جلو خود به سهولت انتشار کرنش توسط لغزش بستگی دارد. البته اگر یک دو قلو سریع که در اثر تنش کلی بالایی رشد می کند به یک دو قلوبی که قبلاً در قطعه وجود داشته است برخورد کند، ممکن است تنشهای موضعی شدیدی تولید گردد (شکل ۴-۷). احتمال ایجاد ترک در اثر این تقاطع تابع چند عامل هندسی است. فرض کنید ترک باید در یک صفحه {001} ایجاد شود. در این صورت لازم است دو شرط برآورده شود: (۱) میدان تنش موضعی اطراف محل تقاطع باید بر نیروی چسبندگی آنها فائق آید تا جوانه ترک تشکیل گردد، و (۲) تنش کششی تجزیه شده در جهت عمود بر صفحه کلیواژ {001} باید برای پیشرفت دادن ترک کافی باشد. با اینکه این دو شرط به صورت مجزا عنوان شده اند، ممکن است هر دو شرط برای جوانه زنی ترک لازم باشند.

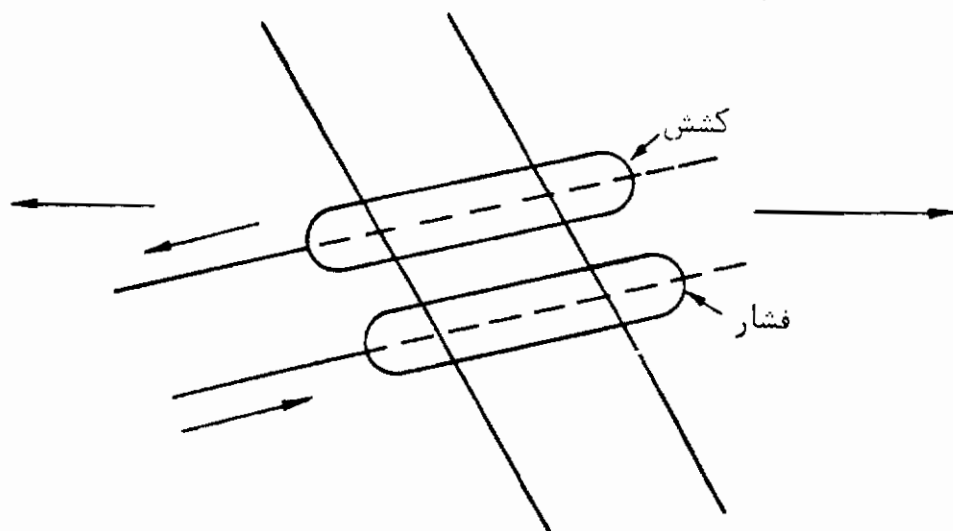
راه دیگر ایجاد تمرکز تنش زیاد به وسیله سیلان مومسان در شکل ۳-۷ (پ) نمایش داده شده است. هنگامی که دونوار لغزش تیز در یک بلور هم دیگر را قطع می کنند، فرآیند تقاطع موجب رها شدن تنش کشسان در ماده اطراف محل تقاطع می گردد. فرض کنید دونوار لغزش در وسط یک بلور به پهنای D و به ضخامت واحد یکدیگر را قطع کنند. اگر ماده بیرون نوارهای لغزش رفتار کشسان داشته باشد، تقریباً تمام نیرو ($F = \sigma D$) در محل تقاطع که عرض آن d است، تحمل می شود. در نتیجه تنش متمرکز σ^* در محل تقاطع برابر با:

$$\sigma^* = \sigma \left(\frac{D}{d} \right) \quad (7-13)$$

10- Bell & Cahn, (1957).

11- Hull, (1963).

خواهد بود. این تنش متمرکز در شرایطی که نوارهای لغزش پهنای کمی داشته باشند می تواند بسیار زیاد شود. این گونه ترکها در مواد سرامیکی مانند MgO مشاهده شده اند^{۱۲}. این شرایط ماکروسکوپی می توانند بدون نیاز به الگوهای نابجایی مفصل، بیشتر نتایج تجربی جوانه زنی ترک را توجیه کنند. البته بعداً در مورد یک روش عمومی بررسی ترک بر مبنای توزیع پیوسته نابجاییها بحث خواهیم کرد.



شکل ۴-۷ نمایش نقاط دوقلوها و موقعیت تنشهای موضعی کششی و فشاری بالا.

پیشرفت ترک

این واقعیت که ترک در یک ماده حامد جوانه می زند، الزاماً به این معنی نیست که می تواند در آن پیشرفت کند. بنابراین در آهن چندبلوره ریزدانه که به محض شروع تسلیم مومسان ترکهای مویین تشکیل می شوند، تا تنش به حد قابل توحه ای افزایش پیدا نکند، این ترکهای مویین پیشرفت نمی کنند^{۱۳}. پژوهشهای انجام شده روی فولاد نرم چندبلوره نیز نشان داده اند که ترکهای مویین در دماهای بالاتر از دمای تبدیل رفتار از ترد به شکل پذیر در قطعه وجود دارند، و تبدیل به رفتار شکل پذیر هنگامی صورت می گیرد که این ترکهای مویین بتوانند پیشرفت کنند^{۱۴}. حتی در تک بلورها نیز ممکن است ترک جوانه بزند اما پیشرفت نکند (مانند رفتار مشاهده شده در MgO)^{۱۲}. در چنین مواردی جوانه زنی در نواحی متمرکز تنش

12- Stokes et al., (1958). 13- Low, (1956).

14- Hahn et al., (1959).

شدید بوده است، و ترکها تحت شرایط تنش متوسط در ماده پیشرفت کرده اند، یا در مرز دانه‌هایی که نتوانسته‌اند در آنها نفوذ کنند، متوقف شده‌اند.

برای آنکه ترک بتواند در ماده پیشرفت کند، لازم است مقدار تنش در نوک آن از استحکام کششی مطلوب ماده تجاوز کند. این معیار اساسی پیشرفت ترک است. البته، این معیار، معیار چندان مفیدی نیست، زیرا تا کنون تنش در نوک ترک اندازه‌گیری نشده است. در نتیجه، معمولاً "معیار معادلی به‌کار می‌رود که بر اساس نیرویی است که باید بر یک قطعه ترک‌دار وارد شود تا ترک در آن قطعه پیشرفت نماید. این معیار به معیار گریفیث^{۱۵} جهت پیشرفت ترک موسوم است، و از یک رابطه تعادل انرژی به دست می‌آید. در نتیجه ترک هنگامی پیشرفت می‌کند که کاهش انرژی کرنشی کشسان، حداقل با انرژی مورد نیاز جهت تشکیل سطح تازه ترک برابر باشد^{۱۶}. معیار گریفیث تابع شکل قطعه و موقعیت ترک است.

ابتدا حالت شکل ۵-۷ (الف) را در نظر بگیرید که یک ترک کوچک به طول $2c$ در یک ورق نازک نامحدود وجود داشته باشد که به وسیله دو گیره ثابت در معرض تنش کششی یکنواخت (σ) قرار گرفته است. اگر ترک به اندازه مختصری پیشرفت کند، سطح جدید به وجود می‌آید و انرژی کرنشی کشسان در حوالی ترک آزاد می‌شود. آزاد شدن انرژی در ناحیه‌ای به شعاع تقریبی c حول ترک صورت می‌گیرد، و مقدار کاهش انرژی کرنشی به‌ازاء واحد ضخامت $\pi c^2 (\sigma^2 / 2E)$ است. مقدار دقیق انرژی از انتگرال‌گیری میدان کرنش به دست می‌آید که دو برابر مقدار فوق یعنی $\pi \sigma^2 c^2 / E$ است.

هنگامی که ترک پیشرفت می‌کند، در دو انتهای آن انرژی سطح افزایش یافته و در مجموع افزایش انرژی به‌ازاء واحد ضخامت $4\gamma_c$ است. به این ترتیب جمع تغییر انرژی برابر است با:

$$\Delta U = 4\gamma_c c - \frac{\pi \sigma^2 c^3}{E} \quad (7-14)$$

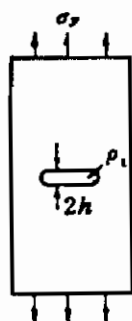
اگر $\Delta U < 0$ باشد، ترک پیشرفت می‌کند، در حالیکه اگر $\Delta U > 0$ باشد، ترک متوقف می‌شود. در لحظه پیشرفت ترک $d(\Delta U)/dc = 0$ است، یعنی:

$$\sigma_0 = \left(\frac{2E\gamma_c}{\pi c} \right)^{1/2} \quad (7-15)$$

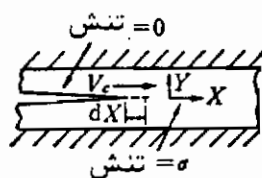
15- Griffith, (1920).

16- Griffith, (1920).

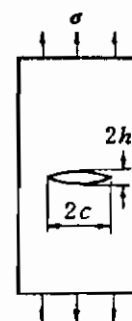
این تنش گریفیت برای پیشرفت یک ترک تیز است. از مقایسه روابط (۷-۱۱) و (۷-۱۵) نتیجه می‌شود که حد پایین تیزی موثرترک طبق معیار انرژی سطح $\rho_c = 8b/\pi$ است. ترک‌هایی با این مقدار ρ_c (یا کمتر)، در تنش گریفیت پیشرفت می‌کنند، در حالیکه ترک‌های با ρ_c بالاتر، برای پیشرفت نیاز به تنش‌های بالاتر دارند. البته در حالت دوم پس از آغاز پیشرفت، نوک ترک تیز می‌شود و تنش مورد نیاز به مقدار داده شده در رابطه (۷-۱۵) می‌رسد. یک حالت معمولی دیگر در شکل ۷-۵ (ب) نمایش داده شده است که در آن یک



(ج)



(ب)



(الف)

شکل ۷-۵ نمایش ترسیمی انواع ترک در جامدات:

(الف) ترک کشسان در ورق نازک،

(ب) ترک کشسان در قطعه محدود شده در سطوح آزاد.

(ج) تاثیر رها شدن (گرنش) مومسان روی شکل ترک کشسان در ورق نازک

صفحه نازک به ارتفاع w طوری از دولبه بالا و پایین محکم شده که تنش σ در آن به وجود آمده است. حال فرض کنید یک ترک از چپ به راست در این قطعه پیشرفت می‌کند. اگر ترک مقدار کمی پیشرفت کند، افزایش انرژی سطح به ازاء واحد ضخامت $2\gamma_c$ است. تنش در یک حجم تقریبی wc رها می‌شود و کاهش انرژی کرنشی به ازاء واحد حجم $(\sigma^2/2E)cw$ می‌باشد. در نتیجه کل تغییر انرژی برابر است با:

$$\Delta U = 2\gamma_c c - \frac{\sigma^2 cw}{2E} \quad (7-16)$$

و در لحظه پیشرفت خواهیم داشت:

$$\sigma_0 = \left(\frac{4E\gamma_s}{w} \right)^{1/2} \quad (7-17)$$

که از لحاظ شکل شبیه رابطه (۷-۱۵) است. برای قطعات و ترکهای با شکلهای هندسی دیگر نیز روابط مشابهی استخراج شده اند.

در مورد ترک متحرک انرژی جنبشی نیز باید منظور گردد. این انرژی جنبشی با حرکت جانبی ماده طرفین ترک در حال پیشرفت همراه است. حالت شکل ۵-۷ (ب) را با ضخامت واحد در نظر بگیرید. جابجاییهای جانبی در حجم $\frac{wc}{2}$ تقریباً برابر $\frac{\epsilon w}{2}$ هستند. در اینجا ϵ کرنش کشسان اولیه ($=\sigma/E$) است. اگر سرعت ترک V_c باشد، زمان لازم برای پیشرفت به اندازه $w/2$ ، $w/2V_c$ است. بنابراین، سرعتهای جانبی تقریباً $\sigma V_c/E$ هستند. اگر چگالی ماده ρ باشد، حریمهای جابجا شده تقریباً $\rho wc/2$ هستند، و در نتیجه کل انرژی جنبشی برابر است با:

$$\frac{1}{2}mv^2 = \frac{1}{2}\rho wc \left(\frac{\sigma V_c}{E} \right)^2 \quad (7-18)$$

با توجه به ذیل رابطه (۱-۴۲)، $c_s = (E/\rho)^{1/2}$ است، و در نتیجه رابطه (۷-۱۸) را می توان به صورت:

$$\frac{1}{2}mv^2 = \left(\frac{V_c}{c_s} \right)^2 \frac{\sigma^2 wc}{2E} \quad (7-19)$$

نوشت. این انرژی مثبت است، و در نتیجه تعادل انرژی در رابطه (۷-۱۶) به صورت:

$$\Delta U = 2\gamma_s c - \frac{\sigma^2 cw}{2E} + \frac{\sigma^2 cw}{2E} \left(\frac{V_c}{c_s} \right)^2 \quad (7-20)$$

در می آید. در حرکت یکنواخت $\frac{d(\Delta U)}{dc} = 0$ است و بنابراین سرعت پیشرفت ترک برابر است با:

$$V_c = c_s \left(1 - \frac{4\gamma_s E}{\sigma^2 w} \right)^{1/2} \quad (7-21)$$

در نتیجه، بزرگ بودن w یا σ موجب حرکت سریع ترک می شود. از آنجا که انرژی جنبشی نمی تواند با سرعتی بیشتر از سرعت نامین انرژی از کار خارجی افزایش پیدا کند، حد بالایی

سرعت ترک کشسان طبق این رابطه برابر است با $0.38c_e \approx 1.7V_e$. مقدار تجربی V_e/c_e ، برای فولاد ۰/۳۶، برای کوارتز جوش ۰/۴۲، و برای فلورید لیتیم ۰/۳۱ است که با این حد نظری هماهنگی بسیار خوبی دارند.

این روش حل مسایل ترکهای متحرک از سوی بری^{۱۸} مورد انتقاد قرار گرفته است. وی مسئله شکست در اثر کشش و کلیواژ را به تفصیل مورد بررسی قرار داده است. سرعت حدی در مورد کشش در نیروی ثابت همان است که توسط رابرتز و ولز معلوم شده است، لیکن در مورد کلیواژ چنین نتیجه گیری کرده اند که با افزایش طول ترک، سرعت انتشار به سمت صفر میل می کند.

رابطه های (۷-۱۵) و (۷-۱۷) نشان می دهند که شکست نه تنها تابع خواص ماده است بلکه به ابعاد قطعه نیز بستگی دارد، یعنی نوعی "اثر اندازه" در شکست دخالت دارد. علت این امر این است که در تعادل انرژی گریفیت یک عامل طول وجود دارد. اینکه در سیستم مورد بررسی کدام طول از همه مهمتر است، همیشه کاملاً روشن نیست، لیکن این طول باید به اندازه ناحیه ای که ترک در آن تنشها را رها می سازد، مربوط باشد. در مواردی که قبلاً مورد بررسی قرار گرفتند، ابعاد مهم به ترتیب c و h هستند. البته در کاربردهای مهندسی، خصوصاً در مواردی که پیش از حرکت ترک، تغییر شکل مومسان در کار باشد، ممکن است طول مهم قطعه، به این وضوح معلوم نباشد. در چنین مواردی ممکن است طول منطقه مومسان، مهمترین بعد قطعه باشد. اندازه های نسبی قطعه دارای اهمیت نیستند، بلکه مقدار مطلق اندازه مهم است. در یک سازه بزرگ ممکن است ابتدا طول ترک مهم باشد لیکن پس از پیشرفت آن، طول خود سازه می تواند اهمیت یابد.

تا اینجا فقط ترکهای کشسان را بررسی کرده ایم. لیکن عملاً در فلزاتی که با آنها سروکار داریم ترک در قسمت مومسان و کشسان ماده حرکت می کند، و در این حالت مهمترین اثر این است که نوک تیز ترک کند می گردد. این امر تمرکز تنش نوک ترک را کاهش می دهد، و در نتیجه برای آنکه تنش متمرکز بالاتر از استحکام کششی مطلوب ماده باشد، به تنشهای خارجی بالاتری نیاز است. اگر روابطی مانند رابطه های (۷-۱۵) و (۷-۱۷) برای فلزات به کار روند، مقدار محاسبه شده γ_e خیلی بالاتر از مقدار تئوری آن طبق رابطه (۷-۸) خواهد بود. اوروان^{۱۹} پیشنهاد کرده است که برای مواد شکل پذیر معیار گریفیت با گنجانیدن کار مومسان به صورت انرژی سطح در آن (γ_p)، اصلاح شود. در نتیجه رابطه (۷-۱۷) به شکل:

17- Roberts & wells, (1954). 18- Berry (1960)

19- Orowan

$$\sigma_G = \left[\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi c} \right]^{1/2} = \left(\frac{2E\gamma_e}{\pi c} \right)^{1/2} \quad (7-22)$$

درمی‌آید. در اینجا γ_e انرژی مؤثر سطح است. از آنجا که در مواد شکل‌پذیر $\gamma_p \gg \gamma_s$ است.

$$\sigma_G \simeq \left(\frac{E\gamma_p}{c} \right)^{1/2} \quad (7-23)$$

خواهد بود. اگر ماده را مومسان مطلوب فرض کنیم، براساس بحث زیر می‌توانیم مقدار γ_p را تخمین بزنیم^{۲۰}

ضخامت ($2h$) یک ترک کشسان به طول c در ورق نازکی که تحت اثر تنش کششی σ قرار گرفته باشد با رابطه زیر بیان می‌شود:

$$h = 2 \left(\frac{\sigma}{E} \right) c \quad (7-24)$$

حال اگر ماده تسلیم شود، رها شدن مومسان تنشهای متمرکز لبه ترک می‌تواند آنرا کند نماید به طوری که شعاع نوک آن مطابق شکل ۷-۵ (پ) به مقدار حداکثر پیش‌بینی شده در رابطه (۷-۲۴) برسد.

برای پیشرفت ترک لازم است تنش متمرکز در نوک آن بزرگتر از σ_t باشد. در لحظه‌ای که ترک می‌خواهد شروع به پیشرفت کند، تنش خارجی از رابطه (۷-۱۵) یا (۷-۲۳) به دست می‌آید، و از قراردادن آن در رابطه (۷-۱۰) رابطه عمومی زیر حاصل می‌شود:

$$\frac{\gamma}{\rho_t} = \frac{\pi \sigma_t^2}{8E} \quad (7-25)$$

بنابراین، نسبت انرژی سطح به شعاع انحناء نوک ترک در هر ماده ثابت است. از آنجا که کرنش مومسان عملاً "تاشیری روی σ_t و E نمی‌گذارد، خواهیم داشت:

$$\gamma_b = \frac{\gamma_p}{h_{\max}} = \frac{\gamma_p \pi \sigma_y}{2\gamma_s}$$

یعنی:

$$\tau_p = \frac{2\tau_s^2}{b\pi\sigma_y} = \frac{2\tau_s}{b\pi} \left(\frac{\tau_s}{\sigma_y} \right) \quad (7-26)$$

اما، طبق رابطه (7-8)، $\gamma_s = Eb/20$ ، و در نتیجه:

$$\begin{aligned} \tau_p &= \frac{E}{10} \frac{\tau_s}{\pi\sigma_y} \\ &\approx \frac{1}{6} \left(\frac{\sigma_s}{\sigma_y} \right) \tau_s \end{aligned} \quad (7-27)$$

در نتیجه اگر نسبت بین استحکام کششی مطلوب به استحکام تسلیم بالا باشد، γ_p بزرگ خواهد بود. برعکس، اگر استحکام تسلیم به استحکام کششی مطلوب نزدیک شود، $\gamma_p \approx \gamma_s$ خواهد بود و فقط انرژی سطح ذاتی ماده عامل مقاومت در مقابل پیشرفت ترک است. بنابراین نسبت γ_p/γ_s معیاری از چقرمگی شکست ماده می باشد. یعنی فولادها $\gamma_p \gg \gamma_s$ ماده ای محکم است و پیشرفت ترک در آن دشوار می باشد، در حالی که شیشه با $\gamma_p \approx \gamma_s$ ماده ای ضعیف است و ترک به آسانی در آن پیشرفت می کند. البته باید به خاطر داشت که چقرمگی یک خاصیت نسبی است و تابع هندسه ترک می باشد. همان گونه که قبلاً مشاهده شد، تنش تسلیم فلزات b.c.c. به طرز چشمگیری تابع دماست و با افزایش σ_y چقرمگی کاهش پیدا می کند و احتمال شکست ترد بالا می رود.

پیش از این دریافتیم که اندازه دانه اثر چشمگیری روی تنش شکست دارد. همچنین معلوم شد که به محض شروع تسلیم مومسان، ترکهای مویین تشکیل می شوند، لیکن برای پیشرفت این ترکهای مویین به تنشهای بالاتر نیاز است. اگر طول میانگین ترک مویین برابر قطر دانه (d) فرض شود، با قراردادن d به جای طول ترک در رابطه (7-22) می توانیم اثر اندازه دانه را نشان دهیم. یعنی:

$$\sigma_f = \left[\frac{2E(\tau_s + \tau_p)}{d} \right]^{1/2} = \text{const } d^{-1/2} \quad (7-28)$$

در شکل ۷-۲ مشاهده می شود که تنش شکست آهن چندبلوره با عکس جذر اندازه دانه $d^{-1/2}$ ، رابطه خطی دارد، یعنی:

$$\sigma_f = \sigma_0 + kd^{-1/2}. \quad (7-29)$$

قبلاً رابطه‌هایی از این نوع را در مورد تسلیم و سیلان مومسان مواد چندبلوره بررسی کرده‌ایم و اکنون تسلیم را به یک الگوی عمومی نابجایی برای شکست مربوط می‌سازیم تا رابطه‌ای شبیه رابطه^۶ (۷-۲۸) به دست آید.

فرض کنید در یک ماده چندبلوره تحت اثر تنش کششی σ_f ، یک ترک در انتهای یک دوقلو یا نوار لغزش به طول l که تقریباً به اندازه قطر دانه است، باز می‌شود. تشکیل نوار لغزش یا دوقلو، کرنش کشسان در ناحیه‌ای به مرکز نوار و به طول تقریبی l را به کرنش مومسان تبدیل می‌کند. کرنش مومسان مورد بحث به اختلاف تنش $(\sigma_f - \sigma_0)$ مربوط است. در اینجا σ_0 تنش اصطکاکی نابجایی در حال حرکت درون بلور است. این امر موجب ایجاد تغییر شکل برشی مومسان به اندازه $l(\sigma_f - \sigma_0)/2\mu$ در نوار لغزش می‌شود. در نتیجه، دوقلو یا نوار لغزشی به طول l که تنش σ_f را در شرایطی تحمل می‌کند که تنش لازم برای حرکت دادن یک نابجایی محزا فقط σ_0 است، معادل یک نابجایی با قوت $l(\sigma_f - \sigma_0)/2\mu$ در هر انتهای باشد. تشکیل یک ترک متناظر به شکافتن این نابجایی است. با فرض اینکه جزیی به اندازه α^2 از انرژی نابجایی به انرژی سطح ترک تبدیل شود، در این صورت خواهیم داشت:

$$\alpha^2 \frac{\mu b^2}{2} = \alpha^2 \frac{(\sigma_f - \sigma_0)^2 l^2}{8\mu} = 2\gamma_e c' \quad (7-30)$$

در اینجا c' عمق شکاف ترک حاصله است. اگر قرار باشد شکست ترد صورت گیرد، این ترک باید بتواند به صورت یک ترک کلیواژ منتشر شود. در مقایسه با حالت شروع حرکت ترک که تنش $(\sigma_f - \sigma_0)$ است، برای این فرآیند تمام تنش σ_f در دسترس می‌باشد. با استفاده از معیار گریفیت و با فرض اینکه انرژیهای مؤثر سطح دو فرآیند تشکیل و پیشرفت ترک با هم برابر باشند، شرط شکست ترد به صورت:

$$\sigma_f \simeq \left(\frac{\mu \gamma_e}{c'} \right)^{1/2} \simeq \frac{4\mu \gamma_e}{\alpha(\sigma_f - \sigma_0)l} \quad (7-31)$$

در می‌آید. اکنون با توجه به رابطه^۶ (۷-۲۹)، شکست ترد به شرطی بروز می‌کند که تنش شکست کمتر از:

$$\sigma_f = \frac{4\mu \gamma_e}{\alpha k d^{1/2}} \quad (7-32)$$

نباشد. از این رابطه می‌توان ویژگیهای عمومی عواملی را که به تردی کمک می‌کنند، دریافت.

۱- بالا بردن تنش شکست به شکست ترد کمک می‌کند. اصولاً این افزایش می‌تواند از طریق عامل σ_0 که در σ_r وجود دارد، حاصل شود. هر نوع فرآیند نابجایی که آغازکننده ترک باشد، فقط هنگامی شروع به عمل می‌کند که تنش σ_0 اعمال شده باشد و حرکت نابجایی ممکن گردد. مهمترین عامل، مقاومت شبکه در مقابل حرکت نابجایی است. به محض اینکه نوع پیوند ماده جامد از فلزی دور شده و به سمت پیوند جهت‌دار می‌رود، این عامل افزایش پیدا می‌کند و دلیل اصلی سختی و تردی ذاتی بیشتر سرامیکهاست. در فلزات b.c.c، σ_0 شدیداً تابع دماست و این امر عامل عمده تردی این گروه از فلزات می‌باشد. عبارت σ_0 یک عامل تابع دما در رابطه (۷-۳۲) وارد می‌کند و باعث بروز دمای تبدیل رفتار از شکل‌پذیر به ترد می‌گردد. تغییر نوع شکست از شکل‌پذیر به ترد در اثر کاهش دما، متناظر به آن مقدار افزایش σ_0 است که شرایط رابطه (۷-۳۲) را پا بر جا نگاه دارد. علاوه بر این، σ_0 با نرخ کرنش نیز تغییر می‌کند و در نتیجه، تبدیل رفتار از شکل‌پذیر به ترد تابع نرخ کرنش نیز می‌باشد. برخی عوامل متالورژیکی دیگر تأثیرات مهمی روی σ_0 دارند. عناصر آلیاژی یا ناخالصیها چه به صورت رسوب و چه به صورت محلول، σ_0 را بالا می‌برند. در برخی موارد این افزایش بسیار قابل توجه است. مثلاً با افزایش هر ۱/۵ درصد کربن یا ازت محلول، σ_0 در آهن به اندازه ۴/۷ کیلوگرم بر میلیمتر مربع بالا می‌رود. تبرید سریع و پیرگردانی کرنشی نیز می‌تواند موجب افزایش σ_0 گردد. تخریب تابشی از عوامل مؤثر دیگر است. مثلاً به این طریق می‌توان σ_0 و دمای تبدیل رفتار فولاد را به ترتیب ۱۷/۵ کیلوگرم بر میلیمتر مربع و ۶۰ درجه سانتیگراد افزایش داد.

روش فوق‌العاده مهم دیگر افزایش تردی از طریق بالا بردن σ_0 ، تغییر وضعیت تنش قطعه از کشش تک محوری به کشش سه محوری از طریق ایجاد شکاف در آن است. هنگامی که فلز محل شکاف شروع به تسلیم مومسان می‌کند در معرض تنش اضافی در اثر محدودیت ایجاد شده به وسیله فلز اطراف شکاف قرار می‌گیرد. در نتیجه، بخش عمده تنش اضافی بین شکاف به صورت تنش هیدرواستاتیکی ظاهر می‌شود. محاسبه این عامل محدودیت مومسان نشان می‌دهد که نسبت بین تنش کششی و تنش برشی در ناحیه محدود شده مومسان تقریباً سه برابر این نسبت در کشش تک محوری یکنواخت است^{۲۱}. کرنش مومسان موضعی که این اثر به وجود می‌آورد کوچک و از مرتبه کرنش کشسان است. در نتیجه، این اثر، تنش تسلیم را سه برابر می‌کند و از این راه دمای تبدیل به‌ازاء نرخ کرنش مشخص، افزایش می‌یابد. از این گذشته، به علت اینکه عملاً مقدار کمی از ماده نوک شکاف تغییر شکل پیدا

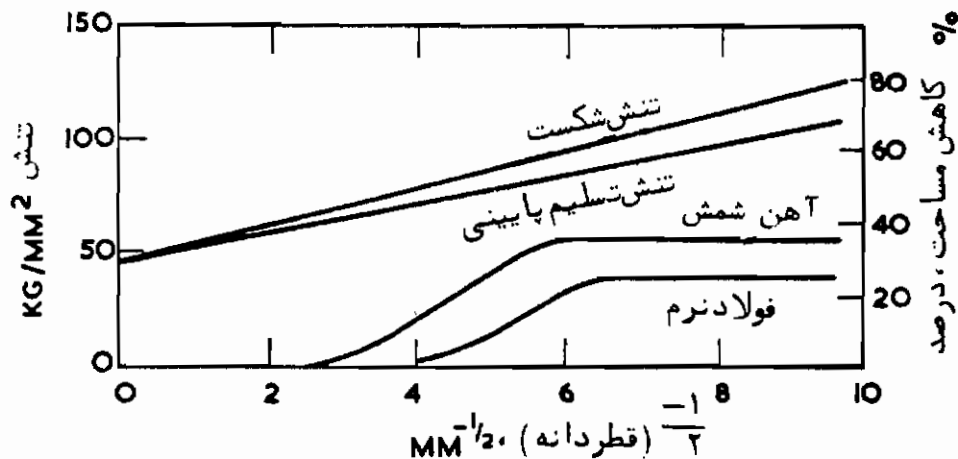
21- Orowan, (1946).

می‌کند، نرخ کرنش موضعی بالاتر از مقدار اسمی اعمال شده بر قطعه است. این دواثر می‌توانند موجب بالابردن دمای تبدیل فولاد نرم از حدود ۷۰ تا ۱۰۰ درجه کلوین در مورد قطعه بدون شکاف، به حدود ۱۷۰ تا ۲۰۰ درجه کلوین برای قطعه شکاف‌دار گردند. با استفاده از نمونه آزمایش ضربه شکاف‌دار می‌توان نرخ کرنش بن شکاف را به حدود $10^3/\text{sec}$ رسانید. این امر می‌تواند دمای تبدیل را باز هم بالاتر ببرد و به حدود ۲۷۰ تا ۳۰۰ درجه کلوین برساند.

۲- کاهش γ_e به شکست ترد کمک می‌کند. اگر مقدار γ_e در یک دمای مشخص بالا باشد، احتمال شکست ترد پایین می‌آید. پایین آمدن دما موجب کاهش γ_e و افزایش σ_r می‌شود و شرایط برای شکست ترد مناسبتر می‌گردد، یعنی دمای تبدیل کاهش می‌یابد. بخش عمده انرژی مؤثر سطح در فلزات را کار مومسان تشکیل می‌دهد. مثلاً در مورد آهن در دمای ۷۸ درجه کلوین، ۱۸۰۰۰ ارگ بر سانتیمتر مربع، یعنی تقریباً دمبر انرژی واقعی سطح است^{۲۲}. مقدار γ_e شدیداً تابع نحوه تغییر شکل نوک شکاف است. ظاهراً در اینجا دو عامل مهم وجود دارند. یکی تعداد دستگاههای لغزش مورد دسترسی، و دیگری تعداد نابجاییهای متحرک در این دستگاههاست. بنابراین، تردی روی به علت نداشتن دستگاههای لغزش است که نتیجه آن پایین بودن γ_e است. در مقابل، فلزات f.c.c. که دستگاههای لغزش متعدد دارند مستعد کلیواژ نیستند. البته در فلزات b.c.c. علیرغم وجود دستگاههای لغزش کافی، قفل شدن نابجاییها در اثر اتمهای ناخالصی از رها شدن تنشهای متمرکز از طریق تغییر شکل مومسان جلوگیری می‌کند. اگر کار لازم برای فائق شدن بر تغییر شکل مومسان خیلی زیاد باشد، ممکن است از سرعت حرکت ترک کاسته شده و متوقف گردد. به عبارت دیگر، در مواد بلورینی که در اثر کلیواژ می‌شکنند، باید سرعت پیشرفت ترک از حد معینی بگذرد تا بتواند آزادانه به حرکت خود ادامه دهد.

۳- بالابردن اندازه دانه (d) به شکست ترد کمک می‌کند. البته اندازه دانه دواثر متضاد دارد. اثر اول این است که کاهش اندازه دانهها از طریق عامل $k_d^{-1/2}$ ، تنش تسلیم و سیلان را بالا می‌برد و در نتیجه به شکست ترد کمک می‌کند. اثر دوم کاهش اندازه دانهها، کاهش طول ترک اولیه، و در نتیجه کمک به شکل پذیری ماده است. همان طور که در رابطه (۷-۳۱) مشاهده می‌شود، وزن اثر دوم بیشتر از وزن اثر اول است. در یک دما و نرخ کرنش مشخص، برای تبدیل رفتار از شکل پذیر به ترد نوعی اندازه دانه بحرانی وجود دارد. به عنوان مثال نتایج کار پچ^{۲۳} در مورد آهن و فولاد در شکل ۶-۷ آمده است. از این گذشته،

افزایش اندازه دانه‌ها در نرخ کرنش ثابت، دمای تبدیل را بالا می‌برد. مثلاً در مورد فولاد نرم، دوبرابر کردن اندازه دانه، دمای تبدیل را تقریباً ۲۰ درجه کلوین بالا می‌برد. در نتیجه، با افزودن مختصری آلومینیم به فولاد، اندازه دانه‌ها را پایین نگاه داشته و از تردی آن می‌کاهند. منگنز نیز موجب کاهش اندازه دانه‌ها می‌شود و برای فولاد مفید است.



شکل ۶-۷ اثر اندازه دانه روی تنشهای تسلیم و شکست، و کاهش مساحت سطح مقطع آلیاژهای آهن در 196°C - 23°C .

در استخراج رابطه (۳۱-۷) فرض بر این بوده است که طول نوار لغزش در حدود قطر دانه باشد. روشن است هرگونه کاهش طول نوار لغزش به شرط آنکه با افزایش σ_r همراه نباشد به شکل پذیری ماده کمک می‌کند. در نتیجه ایجاد دانه‌های رسوب طی عملیات تبرید و بازپخت موجب کاهش دمای تبدیل فولاد می‌گردد. طول موثر نوار را با عملیات حرارتی مختلف که ساختاری متفاوت به وجود می‌آورند نیز می‌توان کاهش داد. نحوه شکست فولادهای کم آلیاژ عملیات حرارتی شده، نسبتاً به تفصیل مورد بررسی قرار گرفته است^{۲۴}. یکی از شگرفترین اثرات، تغییر دمای تبدیل رفتار فولاد حاوی ۳ درصد کرم و ۵ درصد مولیبدن در آزمایش ضربه پس از نوعی عملیات حرارتی است که ساختارهایی متفاوت با خواص کششی مشابه در دمای اتاق به وجود می‌آورد. دمای تبدیل رفتار ساختارهای مختلف از این قرار است: پرلیت 41°C ، باهنیت بازپخت شده 80°C - مارتزیت بازپخت شده 120°C -

شکست شکل پذیر

ویژگیها

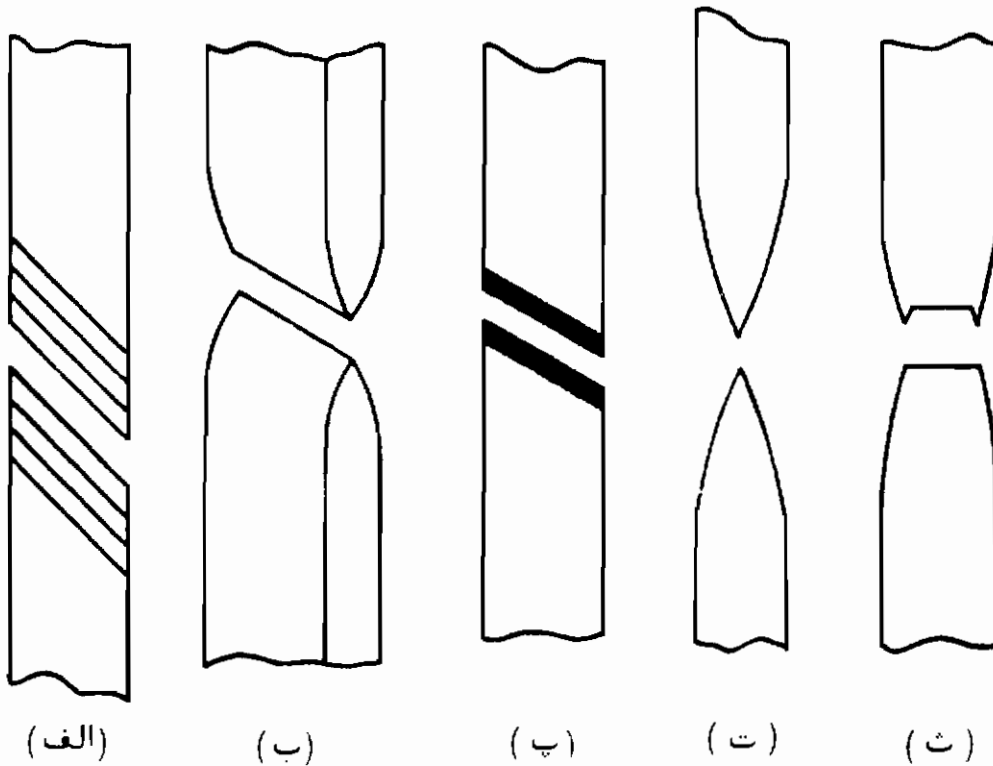
با توجه به اینکه می توان بیشتر فلزات و آلیاژها را با کنترل شرایط کار یا پایین آوردن دمای تبدیل از رفتار شکل پذیر به ترد از طریق تغییرات شیمیایی مناسب، تا اندازه چشمگیری پیش از شکستن تغییر شکل داد، شکست مواد هنگام کار به صورت شکل پذیر پدیده آن چنان نادری است که تا همین اواخر توجه نسبتاً کمی به این پدیده معطوف شده است. البته این گونه شکست در عملیات شکل دادن فلزات مانند پرسکاری و کشیدن عمیق و همچنین در موارد خاصی که پیشرفت سریع ترک شکل پذیر در ورق فلزی موجب از کارافتادن ناگهانی آن می شود، اهمیت دارد.

ویژگی شکست شکل پذیر این واقعیت است که برای پیشرفت ترک نیاز به تغییر شکل مومسان مداوم است. چندین حالت ممکن برای فرآیند پیشرفت وجود دارد که منجر به انواع شکست می گردد. برخی از این انواع به صورت ترسیمی در شکل ۷-۷ نمایش داده شده است. براین اساس تک بلورهای فلزات h.c.p. می توانند روی صفحات متوالی قاعده لغزش کنند تا جدا شدن نهایی در اثر برش حاصل شود [شکل ۷-۷ (الف)]. تک بلورهای برخی فلزات f.c.c. (مثلاً نقره و مس) در اثر تشکیل گردنه و نازک شدن تا حد لبه چاقو [شکل ۷-۷ (ب)] می شکنند، در حالی که در بلورهای پاره‌ای آلیاژهای f.c.c. (مانند آلومینیوم - مس) که شکست پس از کرنش زیاد در یک نوار موضعی به شدت تغییر شکل داد، صورت می گیرد [شکل ۷-۷ (پ)]. طول گردنه ناچیز یا صفر است. نمونه‌های چندبلوره برخی فلزات f.c.c. (مانند طلا یا سرب) می توانند پیش از شکستن تا حد یک نقطه در محل گردنه باریک شوند [شکل ۷-۷ (ت)]. در حالیکه شکست موادی که شکل پذیری متوسط دارند در محل گردنه به صورت مخروطی و ماده است [شکل ۷-۷ (ث)]. این تنوع شکست شکل پذیر موجب شده است که نتوان برای این فرآیند الگویی کمی ساخت و بیشتر مشاهدات انجام شده ماهیت کیفی دارند.

جوانه‌زنی

جوانه‌زنی ترک در شکست شکل پذیر نیز در اثر سیلان مومسان موضعی است و درحالی که مکانیزمهای مورد بحث در شکست ترد (پولک برشی، فصل مشترک کرنشهای مومسان و تقاطع

نوارهای لغزش) ، در شکست شکل پذیر نیز ممکن هستند ، شواهد تجربی نشان می دهند که در بسیاری از موارد جوانه زنی شکاف با حضور مواد خارجی رابطه دارد .



شکل ۷-۷ انواع شکست حاصل از کشش تک محوری: (الف) جدا شدن تک بلور در اثر برش در صفحه لغزش، (ب) شکست تک بلور f.c.c. در اثر تشکیل گردنه تا حد شکل لبه چاقو، (پ) شکست بلور آلیاژ f.c.c. در نوار تغییر شکل موضعی، (ت) شکست در اثر تشکیل گردنه تا حد یک نقطه، (ث) شکست مواد با شکل پذیری متوسط به صورت مخروطی و ماده .

پیش از بحث در مورد نتایج تجربی باید خاطر نشان ساخت که بیشتر کارهای مربوط به شکست شکل پذیر در آزمایشهای کششی صورت گرفته است ، یعنی پیش از شکستن نمونه ، گردنه در آن بوجود آمده است . حالت تنش محل گردنه تنش ساده نیست ، بلکه از نوع هیدرواستاتیکی کششی افزوده شده بر تنش کششی اسمی است . این حالت تغییر یافته تنش الزاماً روی جوانه زنی حفره ها تاثیر می گذارد ، زیرا آزمایشهای زیادی نشان داده اند که فشار هیدرواستاتیکی افزوده شده می تواند به شدت کرنش پیش از شکست را افزایش دهد^{۲۵} .

از این گذشته می‌توان طی برخی عملیات شکل‌دادن، کاهش‌ی خیلی بیشتر از آنچه در آزمایش کشش میسر است، در سطح مقطع به‌وجود آورد. علت این امر وجود تنش‌های هیپرو استاتیکی افزوده در طول فرآیند شکل‌دادن است. به‌عنوان مثال مس چندبلوره را می‌توان طی فرآیند کشیدن به‌صورت سیم فوق‌العاده نازک درآورده و ۹۹ درصد کاهش سطح مقطع در آن ایجاد کرد بدون آنکه حفره مشهودی در آن به‌وجود آید، در حالی که در آزمایش کشش، تشکیل حفره در همین ماده در ۷۵ درصد کاهش سطح مقطع کاملاً پیشرفت کرده است^{۲۶}. در فلزات بسیار خالص که مواد خارجی وجود ندارند، تشکیل حفره در نواحی شدیداً تغییر شکل یافته (نوارهای لغزش موضعی) مشاهده شده است^{۲۷}. ظاهراً در چنین مواردی مکانیزم‌های جوانه‌زنی در اثر پولک‌های برشی وارد عمل می‌شوند.

در صورت وجود مواد خارجی، میزان شکل‌پذیری به‌طرز چشمگیری افت می‌کند. مثلاً کاهش سطح مقطع هنگام شکست برای آلومینیم خالص ۱۰۰ درصد، برای آلومینیم با درجه خلوص نسبتاً بالا بین ۹۰ تا ۹۵ درصد و در مورد آلومینیم تجارتي فقط بین ۲۵ تا ۳۵ درصد است^{۲۸}. اثر چشمگیر خواص جهتی در قطعات کار شده (مثلاً ورق و فرآورده‌های آهن‌گری) را نیز می‌توان به‌اختلاف در طرز استقرار مواد خارجی مربوط کرد. بررسی نواحی گردنه در فلزات حاوی مواد خارجی نشان داده است که تشکیل حفره در اثر جدا شدن دانه‌های ماده خارجی از فلز در محل فصل مشترکشان می‌باشد که احتمالاً به‌علت اختلاف در خواص کشسان و مومسان آنهاست. به‌این ترتیب یک حفره کوچک حول دانه ماده خارجی پخش می‌شود. شاهد دیگر برای این مکانیزم جوانه‌زنی ترک، مشاهدات برگردانهای سطوح شکسته به‌وسیله میکروسکپ الکترونی است که حفره را در وسط یک فرورفتگی نشان می‌دهند، که بیانگر تشکیل ترک حول دانه ماده خارجی است^{۲۹}.

بنابراین، خواص فصل مشترک، تعیین‌کننده سهولت تشکیل حفره است. بر همین اساس اختلاف رفتار آلومینیم (که با توجه به‌کاهش زیاد سطح مقطع، تشکیل حفره در آن دشوار است) با مس (که تشکیل حفره در آن آسانتر است و منجر به‌کاهش کمتر سطح مقطع می‌شود مثلاً کاهش سطح مقطع مس چقرمه فقط ۷۱ درصد است) بر حسب سهولت نسبی خیس شدن اکسید آلومینیم به‌وسیله آلومینیم در مقایسه با خیس شدن اکسید مس به‌وسیله مس توجیه می‌شود. این نکات در تولید و توسعه مواد سخت‌شده توزیعی یا سخت‌شده با الیاف که

26- Rogers, (1960).

27- Rogers, (1960); Beevers & Honeycombe, (1962).

28- Chin et al., (1964).

29- Plateau et al., (1957).

خواص استحکامی آنها با توزیع دانه‌ها یا الیاف ماده بسیار محک‌تر بهبود می‌یابد، اهمیت دارند. اگر چسبندگی ضعیف باشد، افزایش استحکام به‌قیمت از دست‌دادن شکل‌پذیری حاصل می‌شود، زیرا پس از تسلیم، حفره‌ها تشکیل می‌شوند.

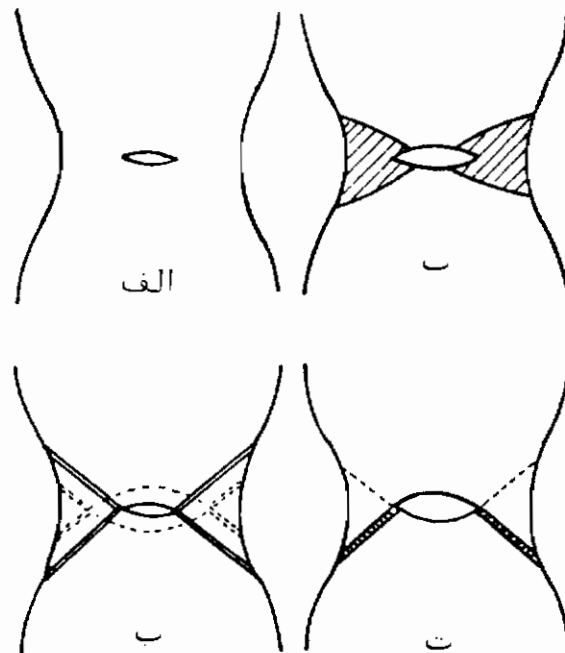
پیشرفت

بررسی نمونه‌های آزمایش‌کشی در محل‌گردنه نشان داده است که در خلال افزایش تغییرشکل، حفره‌ها بزرگ‌تر می‌شوند تا اینکه تعدادی از آنها در حوالی مرکز نمونه به‌هم پیوسته و یک‌ترک کوچک در جهت عمود بر محور کشش ایجاد می‌کنند. غالباً این گونه ترکها پس از ایجاد مقدار زیادی کرنش مومسان، قابل‌روءیت می‌شوند. تشکیل این ترک بزرگ‌تر در حوالی مرکز نمونه به‌علت غیریکنواخت بودن سیستم تنش (و کرنش) در گردنه است که موجب بروز تنش (و کرنش) بیشتر در محور نمونه می‌گردد.

ادامه رشد این ترک تابع نحوه تغییرشکل است. شکل ۸-۷ (الف) ناحیه‌گردنه نمونه را نشان می‌دهد که پیوستن حفره‌ها به یکدیگر ترک عدسی شکل در آن به‌وجود آورد ماند. تنش متمرکز در نوک ترک موجب تغییر شکل مومسان ماده در جلوی ترک هنگام پیشرفت آن می‌گردد. پیشرفت ترک ممکن است در اثر تغییر شکل عمومی [۸-۷ (ب)] یا برش موضعی [شکل ۸-۷ (پ)] باشد. سخت شدن کرنشی کمتر در کرنشهای بالا که منجر به لغزش موضعی زوی صفحات تنش برشی حداکثر می‌گردد، به پیشرفت ترک در اثر برش موضعی کمک می‌کند^{۳۰}. ظاهراً این نوع رفتار از ویژگیهای فلزات با درجه خلوص بالاست و می‌توان انتظار داشت که پیشرفت طی همین فرآیند ادامه یابد [شکل ۸-۷ (پ)]. با هر مرحله پیشرفت ترک، نوک آن جابجا می‌شود و یک نوار برش مطابق خطوط شکسته در شکل به‌وجود می‌آید. نتیجه نهایی این فرآیند شکست نوع "دومخروطی" است. در مواد حاوی دانه‌های ماده خارجی، وضعیت به‌گونه دیگری است. با ادامه پیشرفت ترک در اثر برش متمرکز، ممکن است حفره‌های جدید در نوار برش به‌وجود آیند، و این امر همراه با هم راست شدن حفره‌هایی که قبلاً در مسیر نوار برش تشکیل شده‌اند، موجب کاهش مساحت مؤثر نوار می‌گردد. در نتیجه به‌جای ادامه پیشرفت ترک در اثر انتقال تغییرشکل به یک نوار جدید (مانند حالتی که در شکست دومخروطی پیش می‌آید)، به دلیل وجود تنش برشی بیشتر در نوار ضعیف شده، کرنش به‌همین نوار محدود می‌ماند. در نتیجه، شکست نهایی ترکیبی از برش و جدا شدن کشتی روی سطح مخروطی

30- Puttick, (1959).

(نوار ضعیف شده) است، و شکل محل شکست، مخروطی و ماده است [شکل ۸-۷ (ت)].



شکل ۸-۷ پیشرفت ترک در شکست کششی: (الف) تشکیل ترک اولیه در اثر بهم پیوستن حفره‌ها، (ب) پیشرفت ترک در اثر تغییر شکل عمومی در ناحیه‌ها شورزده، (پ) نوع دیگر پیشرفت ترک در اثر برش موضعی، همانطور که خطوط شکسته نشان می‌دهند ادامه این فرآیند موجب شکست دو محروطی می‌شود، (ت) حوانه‌زنی و هم راستاشدن حفره‌ها موجب تغییر شکل در یک نوار باریک می‌شوند و شکست از نوع مخروطی و ماده صورت می‌گیرد.

همانطور که قبلاً گفته شد، بزرگتر شدن اندازه دانه‌ها موجب کاهش شکل‌پذیری مس می‌گردد. لیکن مطالعات نسبتاً کمی در مورد تأثیر اندازه دانه روی خواص شکست شکل‌پذیر صورت گرفته است. احتمالاً دلیل آن این احساس بوده است که شکل تغییر یافته دانه‌های مواد شکل‌پذیر پیش از شکست، رابطه زیادی با اندازه دانه‌های اولیه ندارد. اما، حداقل در دو مورد، یعنی فولاد نرم در دمای اتاق^{۳۱} و کادمیم در دماهای پایین^{۳۲} که شکل‌پذیری قابل توجهی از خود نشان داده‌اند (۲۵ تا ۲۴ درصد از دیاد طول) تنش حقیقی شکست پذیر، همانند رابطه (۲۹-۷) برای شکست ترد، تابع $d^{1/2}$ است با σ_0 و σ_0 بزرگتر. به فرض اینکه حوانه‌زنی حفره در این فلزات در اثر پولکهای برشی باشد، بستگی به اندازه دانه را می‌توان

31- Petch, (1956).

32- Tegart, (1962-63).

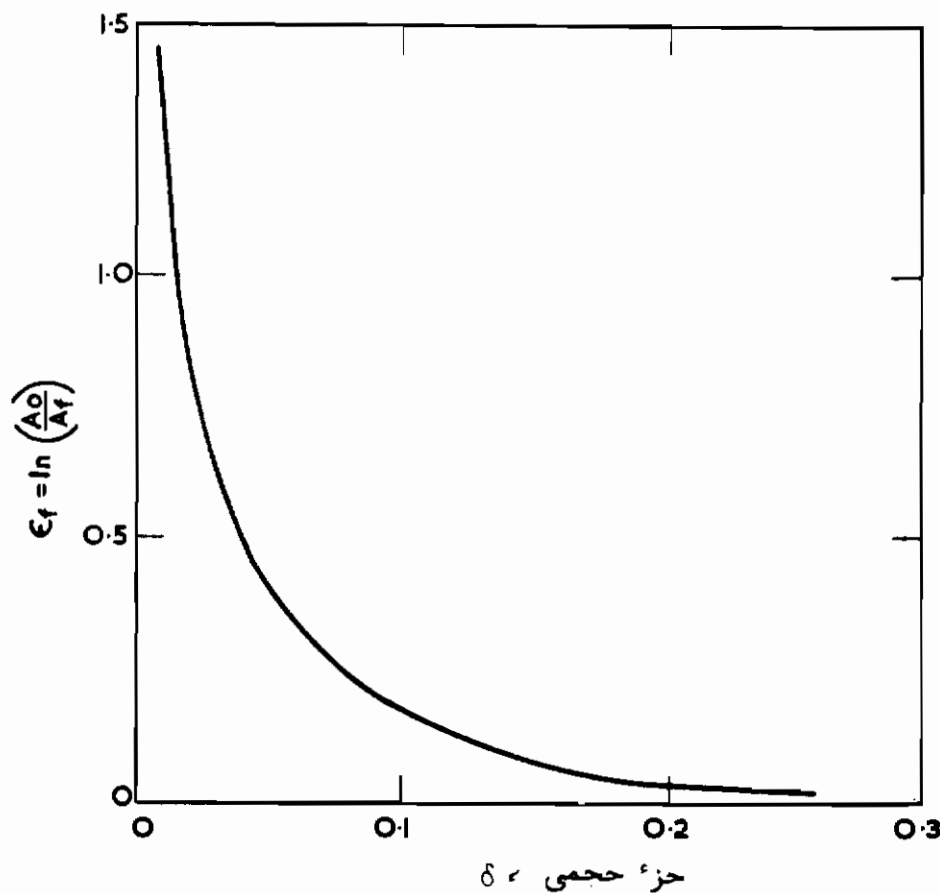
با استدلالی مشابه حالت شکست تردتوجیه کرد. البته جنین استدلالی به مواد با شکل پذیری متوسط که شکل دانه‌های اولیه تا هنگام شکست تغییر زیادی نمی‌کند، محدود است. ماهیت سیستم تنش روی جوانه‌زنی حفره‌ها و پیشرفت بعدی آنها به صورت شکل پذیر تاثیر دارد. این امر در پژوهشی که اخیراً در زمینه اثر گوگرد زدایی روی خواص مکانیکی فولادهای کم آلیاژ صورت گرفته، به نحو چشمگیری نمایش داده شده است.^{۳۳} در آزمایش کشش، تغییرات مقدار گوگرد (و در نتیجه اندازه و تعداد دانه‌های سولفید منگنز) عملاً تأثیری روی کاهش سطح مقطع نمونه در دمای اتاق نداشته است. لیکن در آزمایش ضربه با نمونه‌های شکاف دار، کاهش مقدار گوگرد از حدود ۰/۰۲ درصد به حدود ۰/۰۰۵ درصد موجب می‌گردد انرژی لازم برای شکست شکل پذیر تا حد ۱۰۰ درصد افزایش یابد. این اثر مشخصاً به روز کشش سه محوری موضعی در بن شکاف بلافاصله پس از شروع تسلیم مربوط است. در صورت وجود دانه‌های بزرگ مواد خارجی، احتمال تشکیل و به هم پیوستن حفره‌ها هنگام پیشرفت ترک در اثر این شرایط تنش وجود دارد، لیکن در غیاب دانه‌های خارجی لازم است حفره‌ها در دانه‌های چسبنده کاربرد تشکیل شوند که به علت کوچکتر بودن این حفره‌ها به تغییر شکل مومسان بیشتر (و در نتیجه انرژی بیشتر) برای به هم پیوستن آنها هنگام پیشرفت ترک نیاز است.

در مقایسه با مسئله شکست شکل پذیر فلزات خالص حاوی تعداد کمی دانه‌های ماده خارجی، توجه نسبتاً کمتری به این فرآیند در آلیاژهای حاوی مقادیر نسبتاً زیادی فاز دوم که سختی آن به نحو چشمگیری با فاز زمینه اختلاف دارد، معطوف شده است. پژوهش‌های انجام شده روی آلیاژهای مختلف مس نشان داده است که شکل پذیری تابع جزء حجمی عنصر آلیاژی است و به اندازه دانه‌ها بستگی ندارد (شکل ۹-۷)^{۳۴}. تمام فازهای دوم بدون توجه به ماهیتشان تردکننده هستند و در واقع رفتار آلیاژ، مانند رفتار مس حاوی تعداد کنترل شده‌ای حفره است. جنین نتیجه‌ای نسبتاً شگفت‌آور است زیرا خواص فصل مشترک با مواد آلیاژی مختلف شدیداً تغییر می‌کند. این رفتار را می‌توان بر اساس ناپیوستگی‌هایی که به عنوان متمرکزکننده کرنش عمل می‌کنند، توجیه کرد. این امر نتیجه تمرکز شدید تنش‌های کشان در اثر ناپیوستگی‌هاست که موجب شروع سیلان مومسان در این نواحی می‌گردند. در فلزاتی که رفتار سخت شدن کرنشی دارند رقابتی بین تمایل به ایجاد تمرکز کرنش به وسیله ناپیوستگی‌ها بر اساس الگوهای تمرکز تنش و تمایل به انتشار کرنش به وسیله فلز زمینه وجود دارد. طبق رابطه (۱۵-۱) رابطه زیر بین شیب کرنش و شیب تنش وجود دارد:

33- Franklin & Tegart, (1964). 34- Edelson & Baldwin, (1962).

$$\frac{d\epsilon}{dx} = \frac{d\epsilon}{d\sigma} \frac{d\sigma}{dx} = \frac{\epsilon}{n\sigma} \frac{d\sigma}{dx} \quad (۷-۳۳)$$

در نتیجه، اگر نرخ افزایش کرنش موضعی بیشتر از کاهش شیب کرنش موضعی باشد، کرنش مومسان در محل ناپیوستگی متمرکز می‌شود. وضعیت نسبی شکل هندسی ناپیوستگیها نقش عمده‌ای در تمرکز کرنش دارد. در نتیجه الگوهای کرنش با تغییرات در توزیع سوراخها تغییر می‌کنند و شکل پذیری تابع مقدار نسبی یوشش سطح مقطع به وسیله ناپیوستگیهاست که با نتایج شکل (۷-۹) مطابقت دارد. با توجه به این مشاهدات می‌توان نتیجه گرفت که آلیاژهای حاوی جزء، حجمی زیادی از فاز دوم، ذاتاً "شکل پذیری کمی دارند". طبق رابطه (۷-۳۳) باید شکل پذیری این آلیاژها تابع نرخ سخت شدن کرنشی باشد، لیکن ارقام کافی برای تایید این نظر وجود ندارد.



شکل ۷-۹ تغییرات شکل پذیری چندنوع آلیاژ مس حاوی دانه‌های خارجی با اندازه‌های متفاوت برحسب جزء حجمی این دانه‌ها. منحنی اصلی بر اساس ارقام ارائه شده توسط ادلسون و بالدوین^{۳۴} تهیه شده است.

شکست در دمای بالا

عموماً از کارافتادگی فلزات در دماهای بالا به علت شکست برون دانه‌ای است، درحالیکه در دماهای پایین شکست به صورت درون دانه‌ای متداولتر می‌باشد. مشاهدات زیادی در زمینه انتقال حالت شکست از درون دانه‌ای به برون دانه‌ای صورت گرفته است^{۳۵}.

دو مکانیزم جهت توجیه شکست برون دانه‌ای پیشنهاد شده است. مکانیزم اول جوانه‌زنی و پیشرفت ترکهای نقطه‌سه‌گانه در محل تلاقی مرزدانه‌ها در اثر لغزیدن مرزدانه یا جوانه‌زنی و رشد حفره‌های واقع در مرزدانه‌هاست. تا همین اواخر فرض بر این بوده است که تنشهای لازم برای شروع شکست در نقطه‌سه‌گانه بالاست و همچنین فرض می‌شده است که تشکیل حفره، مانند حالت خزش، در تنشهای پایین صورت می‌گیرد^{۳۵}. لیکن اخیراً معلوم شده است که حداقل تنش لازم برای جوانه‌زنی شکاف در نقطه‌سه‌گانه خیلی پایین‌تر از مقادیر محاسبه شده قبلی می‌باشد^{۳۶}. اگر انرژی مؤثر سطح شکست برای پیشرفت ترک کمتر از انرژی مربوطه جهت جوانه‌زنی باشد، پیشرفت ترک فرآیند دشوارتر است و ترک تنها در صورتی پیشرفت می‌کند که کرنش در اجزاء برشی افزایش یابد. شواهد تجربی بخوبی نشان می‌دهند که رشد ترکهای نقاط سه‌گانه در دمای بالا برخلاف ترکهای ناپایدار گریفیث، آهسته حرکت می‌کنند. در این مورد، اختلاف متالوگرافیکی بین شکست نقطه‌سه‌گانه و تشکیل حفره را به سرعت نسبی رشد دو مکانیزم شکست مربوط می‌کنیم، نه به معیار جوانه‌زنی شکاف.

رقابت بین دو مکانیزم شکست با استفاده از مفاهیم جدیدتر رشد حفره‌ها^{۳۷} و ترکهای نقطه‌سه‌گانه^{۳۸} به جای روشهای متداول قبلی^{۳۵} مورد تحلیل قرار گرفته است^{۳۹}. براین اساس نرخ رشد حفره‌ها برابر است با:

$$\dot{r} = \frac{B}{r^2} \left[1 - \left(\frac{2r}{a} \right)^2 \right] / \left[\ln \frac{a}{2r} - \frac{1}{2} \left\{ 1 - \left(\frac{2r}{a} \right)^2 \right\} \right] \quad (۷-۳۴)$$

در اینجا $B = D_{00} \Omega \frac{\delta z}{2kT} (\sigma - 2\gamma_{00}/r)$ فاصله بین حفره‌ها، $r =$ شعاع حفره، $D_{00} =$ ضریب نفوذ در مرز دانه $\Omega =$ حجم اتمی، $\delta z =$ پهنای مرزدانه، و $\gamma_{00} =$ انرژی حقیقی شکست در مرزدانه (معمولاً در حدود 10^3 ارگ بر سانتیمتر مربع) است. پس از اینکه شعاع دانه از حد

35- Garofalo, (1965).

36- Smith & Barnby, (1967).

37- Speight & Harris, (1967). 38- Williams, (1967).

39- Waddington, (1968).

بحرانی $r_c = 2r_{00}/\sigma$ تجاوز کند، عبارت حاوی r_{00} سریعاً رو به کاهش می‌گذارد و می‌توان در مراحل بعدی رشد حفره، از آن چشم‌پوشی کرد. باید توجه داشت که نرخ رشد حفره شدیداً تابع فاصله بین حفره‌هاست، به طوری که اگر حفره‌های ثانویه روی دانه‌های رسوب در محل مرز به وجود آیند، فاصله مؤثر حفره‌ها کاهش می‌یابد.

سرعت پیشرفت ترک نقطه سه‌گانه (C') که براساس حل مسئله شکاف گوه‌ای شکل در جهت عمود بر محور تنش برای شکست ترد در دمای پایین استخراج شده است^{۴۰}:

$$\dot{c} = \frac{AK_1 d}{r_p} \left[\left(\frac{1}{1 - \sqrt{2c/A}} \right) - 1 \right] \dot{\epsilon} \quad (7-35)$$

می‌باشد. در این رابطه $A = 4\mu r_p / \pi(1-\nu)\sigma^2$ ، K_1 مقدار ثابت (کوچکتر از واحد) و $\dot{\epsilon}$ = نرخ کرنش حالت یکنواخت است.

رابطه‌های (۷-۳۴) و (۷-۳۵) به‌ازاء مقادیر معقول متغیرهایی که در آنها دخالت دارند، محاسبه شده‌اند^{۴۱}، و شکل این دو تابع می‌رساند که یک ترک نقطه سه‌گانه هنگامی که کوچک است می‌تواند به سرعت در اثر مجتمع شدن جاهای خالی، رشد نماید، لیکن نرخ پیشرفت سریعاً کاهش می‌یابد و برای ادامه آن، بستگی به مکانیزمهای ترک برشی بیشتر می‌شود. روشن است که برای شکست برون دانه‌ای طی مکانیزم ترک برشی لازم است مقدار $\dot{\epsilon}$ پیش از به هم پیوستن حفره‌ها از $\dot{\epsilon}$ گذشته باشد.

البته همانطور که قبلاً گفته شد، شرط دیگر پیشرفت ترک این است که نوعی تمرکز تنش کافی برای ایجاد شکست در نوک ترک وجود داشته باشد. در حالت فعلی فرض بر این است که نوعی تمرکز تنش کافی وجود خواهد داشت به شرط آنکه سرعت لغزش مرزدانه آنقدر بالا باشد که بتواند عمل "گوه" را در نقطه سه‌گانه انجام دهد. این شرط در صورتی برآورده می‌شود که گوه آنقدر سریع رانده شود که مجتمع شدن جاهای خالی نتواند آن را خنثی کنند. این امر معیار دومی برای فعال شدن مکانیزم ترک برشی به صورت:

$$K_1 d \dot{\epsilon} > \dot{r}$$

را به دست می‌دهد.

نرخ رشد حفره به‌ازاء مقادیر معقول متغیرهای رابطه (۷-۳۴)

$$\dot{r}_{r=0.3a} = 37 B/a^2 \quad (7-36)$$

و دو شرط حدی شکست نقطه سه گانه:

$$\dot{\epsilon}_{(cgs)} \geq 37 B/a^2 \quad (7-37)$$

$$K_1 d \dot{\epsilon} \geq 37 B/a^2 \quad (7-38)$$

می شود. محاسبه رابطه (۷-۳۵) نشان می دهد که اگر $\gamma_p < 10^{11} a$ باشد (غالباً در عمل که $\gamma_p < 10^7$ ارگ بر سانتیمتر مربع و $5 \times 10^{-4} a >$ سانتیمتر است، این شرایط وجود دارد)، شرط حدی دوم، معیار شکست است. رابطه (۷-۳۵) را می توان به صورت زیر نوشت:

$$\dot{\epsilon} \geq \frac{37 D_{00} \Omega \delta z}{2 k T a^2 K_1 d} \quad (7-39)$$

ضریب نفوذ در مرزدانه به شکل:

$$D_{00} = D_0 \exp\left(-\frac{Q_{00}}{RT}\right) \quad (7-40)$$

و در بسیاری از فلزات $D_0 \approx 1$ ، $Q_{00} \approx \frac{1}{2} Q_{SD}$ ، انرژی فعال شدن خودنفوذی است)، و در نتیجه به ازاء $K_1 \approx 0.3$ ، رابطه (۷-۳۹) به صورت:

$$\dot{\epsilon} \geq \frac{50 \exp(-Q_{SD}/2RT) \delta z}{k T a^2 d} \sigma \quad (7-41)$$

در می آید. همانطور که در فصل ۱ مورد بررسی قرار گرفت، بستگی $\dot{\epsilon}$ به σ در شرایط خزش (یعنی تنشهای پایین) را می توان به صورت یک رابطه توانی نوشت. در این صورت:

$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^{n'} \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (7-42)$$

در اینجا Q_c انرژی فعال شدن برای خزش (در بسیاری از فلزات تقریباً برابر Q_{SD}) است. از جایگزینی این مقدار در رابطه (۷-۳۸)، رابطه:

$$\sigma^{n'-1} \geq \frac{50 \delta z}{k T a^2 d A'} \exp\left(\frac{Q_{SD}}{2RT}\right) \quad (7-43)$$

بدست می‌آید. بنابراین کاهش دما به شکست نقطه سه‌گانه در شرایط نرخ کرنش ثابت کمک می‌کند. علت این امر تغییرات شدید جمله توانی با دماست. بالا بردن کرنش در دمای ثابت، احتمال شکست نقطه سه‌گانه را بالا می‌برد و بزرگتر شدن اندازه دانه‌ها نیز به آن کمک می‌کند. در نتیجه به‌طور کلی، معیار رابطه (۴۳-۷) با روند تغییرات تجربه شده هم‌آهنگی دارد، و در مورد فولاد زنگ‌نزن که جزئیات مشروح‌تری در اختیار داریم، هم‌آهنگی کمی نیز وجود دارد^{۴۲}.

شکست برشی آدیاباتیک

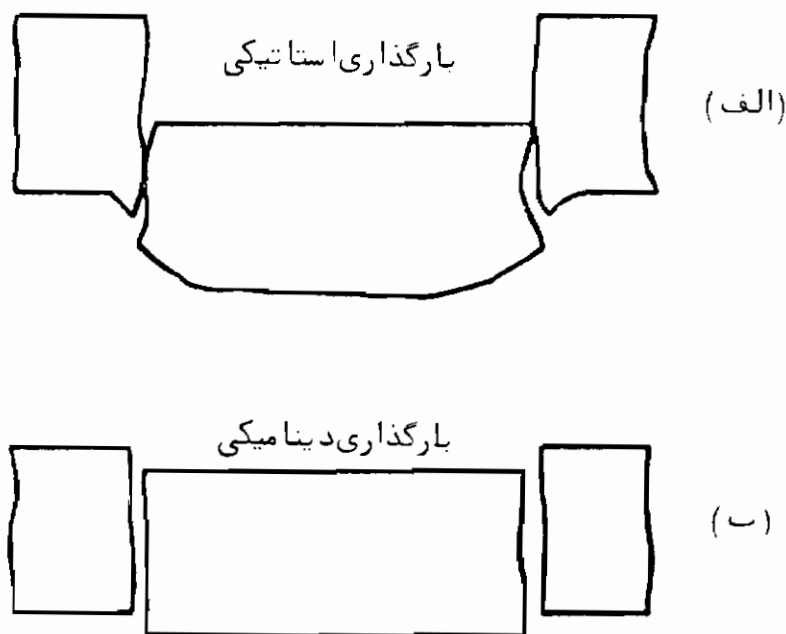
هنگام تغییر شکل فلزات در نرخهای کرنش بالا، ممکن است در اثر گرم شدن آدیاباتیک افزایش دمای موضعی چشمگیری حاصل شود. با توجه به اینکه در اثر افزایش دما فلز به صورت موضعی نرم می‌شود، تغییر شکل بیشتری در این موضع متمرکز شده و تمایل به شکست در اثر برش در صفحات ماکروسکوپی کاملاً مشخص، به وجود می‌آید. با اینکه این شکست از نقطه نظر نیاز به تغییر شکل مومسان اضافی برای ادامه پیشرفت، شکست نوع شکل‌پذیر محسوب می‌شود. ماهیت آن به قدری متفاوت است که می‌توان آن را تحت عنوان مجزای شکست برشی آدیاباتیک طبقه‌بندی کرد. این نوع شکست در بسیاری از عملیات شکل‌دادن فلزات بروز می‌کند. در نتیجه در بریدن سریع ورقهای فلزی با سمبه، برش آدیاباتیک به قدری موضعی است که قطعه نهایی لبه‌های تیز دارد (شکل ۱-۷)، و افزایش دمای موضعی تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد ممکن است در این ورقها به وجود آید^{۴۳}. در فرآیندهای نورد، حدیده‌کاری و ماشینکاری، نرخ کرنش در مرز بین قسمت تغییر شکل مومسان و کشسان زیاد است و افزایش دمای این محل می‌تواند منجر به برش آدیاباتیک گردد. با بالا بردن سرعت شکل‌دادن (کمک به بروز کرنش نزدیکتر به کرنش آدیاباتیک) یا با باریک‌تر کردن ناحیه انتقال رفتار تغییر شکل، با روانسازی یا تغییر هندسه تغییر شکل، می‌توان این اثر را تشدید کرد. در نتیجه ممکن است در این نواحی ترکهای برشی توسعه یابند.

این گونه شکست ممکن است در نرخهای کرنش متعارف، در نمونه‌های کششی معمولی نیز در اثر بالا رفتن موضعی نرخ کرنش در گردنه در لحظه پیش از جدا شدن کامل بروز کند. البته چشمگیرترین اثرات برش آدیاباتیک در آزمایشهای کشش در دماهای بسیار پایین که گرمای ویژه بسیار کمتر است بروز می‌کند.

42- Waddington, (1968).

43- Zener, (1948).

در این شرایط افزایش دمای زیادی می‌تواند به وجود آید و برش آدیباتیک حاصل از آن منحرف به لغزش ناپیوسته و شکست برشی شود (در مورد آلیاژهای آلومینیم در دماهای زیر 10°K مشاهده شده است^{۴۴}). بررسی دقیق رفتار آلیاژهای آلومینیم هنگام شکست در دماهای پایین نشان داده است که تبدیل شکست از حالت شکل‌پذیر معمولی به شکست برشی آدیباتیک در حوالی ۴۰ تا ۴۵ درجه کلوین اتفاق می‌افتد^{۴۵}. در موادی که نقاط تسلیم دارند، منشاء جوانه شکست می‌تواند اولین افت تنش تسلیم باشد. در نتیجه در آزمایش نمونه‌های آهنی در دماهای پایین، هنگام تسلیم، شرایط آدیباتیک موضعی به وجود می‌آید که غالباً "منحرفه شکست تحت بار پیوسته کاهنده می‌گردد"^{۴۶}. این اثر جوانه‌زنی افتهای تسلیم شرایط بروز تغییر شکل آدیباتیک را در دماهایی بالاتر از آنچه در آلومینیم بروز می‌کند، فراهم می‌سازد. عامل دیگری که احتمالاً در فلزات b.c.c اهمیت دارد سستی شدید تنش سیلان به دماست. در مواد دیگری که سیلان ناپیوسته مشاهده شده است (مثلاً نیکل و زیرکیم در دمای $4/2$ درجه کلوین) منشاء جوانه شکست می‌تواند تشکیل دو قلوهای مکانیکی باشد.



شکل ۱۰-۷ محصولات بریدن با سمبه لبه تیز: (الف) بارگذاری استاتیکی،

(ب) بارگذاری دینامیکی Zeuer, 1948

44- Basinski, (1957, 1960)

45- Chin et al., (1964).

46- Allen et al., (1956).

شکست در اثر خستگی

ویژگیها

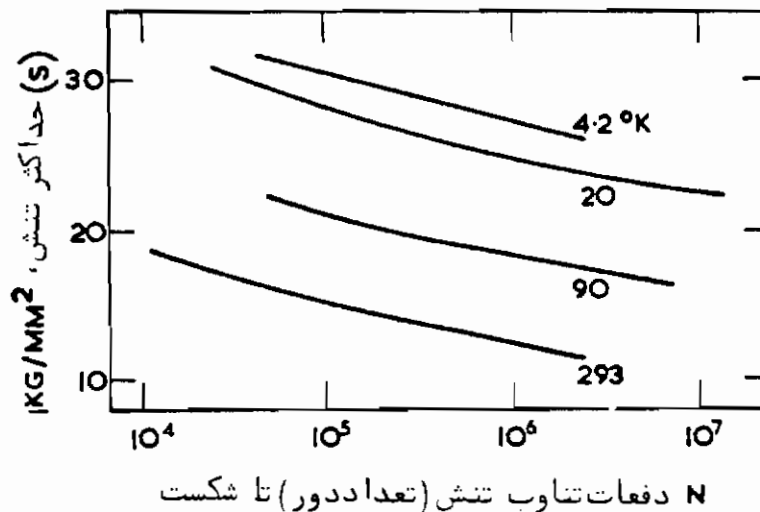
در مبحث قبل، شکست به عنوان نتیجه نهایی اعمال تنش یک جهته مورد بحث قرار گرفته است. لیکن اگر تنش به میزان قابل توجهی پایین تر از تنش شکست و در واقع پایین تر از تنش تسلیم (مثلاً "تنشی که فرضاً از نقطه نظر طراحی مهندسی "مطمئن است) به دفعات بر نمونه وارد شود، باز هم شکست صورت می گیرد. عموماً "شکست پس از دفعات زیادی تناوب تنش حاصل می شود و به علت سابقه درک نادرست مسئله که فلز در اثر این نوع بارگذاری "خسته" می شود، این فرآیند شکست، شکست در اثر خستگی خوانده می شود.

این گونه شکست تقریباً موجب ۹۰ درصد موارد از کارافتادگی قطعات هنگام کار است و از آنجا که هیچ گونه تغییر شکل ماکروسکوپی روی سطح قطعات معمولی بروز نمی کند، ردیابی آن بسیار دشوار است. با اینکه شکست از طریق جوانه زنی و پیشرفت شروع می شود که نیاز به تغییر شکل مومسان زیادی دارد و از این نظر شبیه شکست شکل پذیر است، معمولاً "شکست نهایی به صورت ترد بوده و نتایج فاجعه آمیز دارد (مانند شکستن هواپیما یا واگن قطار).

مسایل خستگی به دو دسته اساسی تقسیم می شوند: تناوب بار (یا تنش) و تناوب تغییر شکل (یا کرنش). سه مورد مثال تناوب بار از این قرار هستند: (۱) محورهای چرخهای قطار که تنش سطح آن متناوباً معکوس می شود و از کششی به فشاری و بالعکس تغییر می کند، (۲) روتور مولدهای نیرو تحت اثر بارهای متناوب که تنش از صفر به ماکزیمم می رسد، و (۳) بدنه هواپیماها یا زیردریایی ها که در معرض تغییرات فشار خارجی قرار دارند و در این مورد نیز تنش از صفر به ماکزیمم می رسد. دو مثال تناوب تغییر شکل به قرار زیر هستند: (۱) خمش بازوهای یک سردرگیر کلیدهای قطع و وصل وسایل برقی تحت شرایط تغییر شکل ثابت، و (۲) کار در شرایط تغییرات متناوب دما مانند توربینها و بویلرها که شیب حرارتی موجب بروز شیب کرنش متناظر به آن در این قطعات می گردد. متناظر به این دو نوع خستگی، دو آزمایش متفاوت برای بررسی رفتار مواد در اثر خستگی به وجود آمده است. لازم به یادآوری است که بیشتر اندازه گیریهای آزمایشگاهی برای تهیه اطلاعات بنیادی، روی نمونه های صاف و بدون شکاف صورت می گیرد که مسلماً "بیانگر شرایط حقیقی کارهای مهندسی نمی باشند.

آزمایش متداول، تعیین دفعات تناوب بار (یا تنش) با دامنه ثابت، تا لحظه شکست قطعه است که نتیجه آن منحنی $S-N$ می باشد. در این منحنی بالاترین مقدار تنش در هر تناوب در مقابل لگاریتم تعداد دفعات تناوب تا شکست قطعه رسم می شود. منحنی $S-N$ بیشتر

مواد تا دفعات تناوبی که تا به حال آزمایش شده است (10^1) دارای سیر نزولی با شیب کاهنده است (مانند شکل ۷-۱۱ در مورد مس). طبق تعریف، استحکام خستگی، تنش لازم جهت ایجاد شکست پس از دفعات معینی تناوب تنش است. در پاره‌ای موارد (مشخصاً در مورد فولاد) منحنی $S-N$ پس از چندی افقی می‌شود و حداقل تا تعداد دفعات تناوب تنشی که تاکنون آزمایش شده است، یک تنش حدی وجود دارد که در تنشهای کمتر از آن قطعه از شکست مصون است. این حد خستگی در شکل ۷-۱۲ نمایش داده شده است و در مورد مواد آهنی، سه‌چهارم تنش تسلیم است. ظاهراً این رفتار خاص به پیرشدن کرنشی مربوط می‌گردد که بعداً مورد بحث قرار خواهد گرفت.



شکل ۷-۱۱ تغییرات دامنه تنش (S) بر حسب دفعات تناوب تنش تا شکست

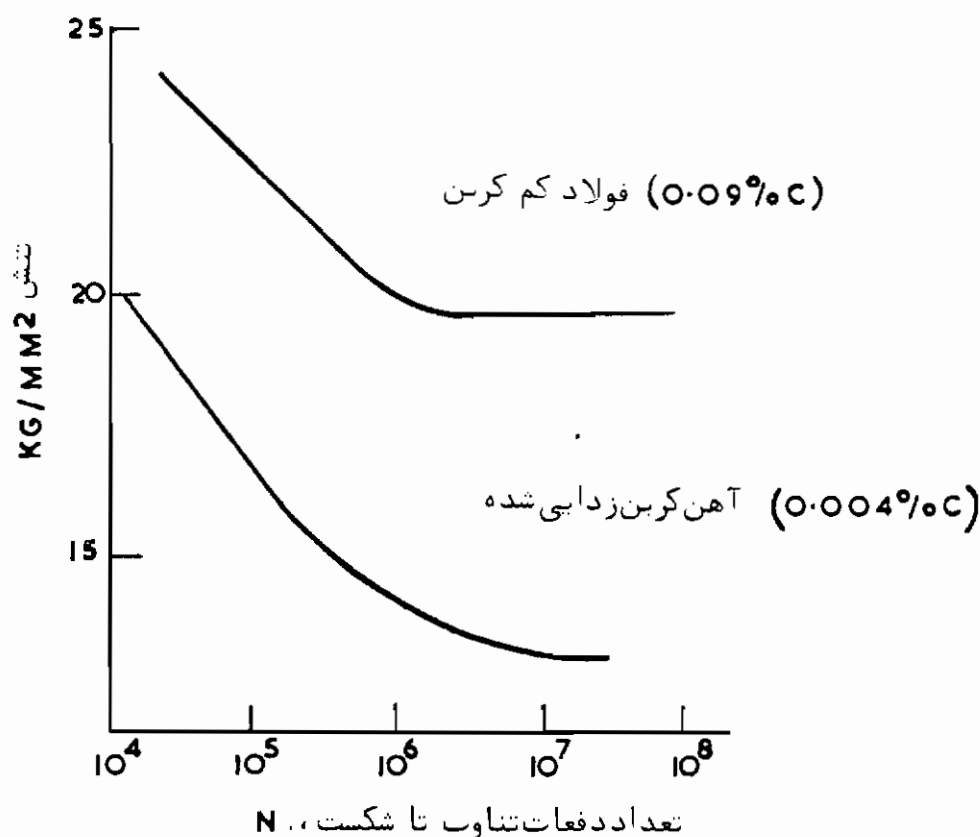
(N) در مورد مس در دماهای مختلف McCammon and Rosenberg, 1957

آزمایش اساسی دیگر، تعیین دفعات تناوب کرنش با دامنه ثابت تا لحظه شکست است. اگر نتایج این آزمایش روی دستگاه مختصات با مقیاسهای لگاریتمی ترسیم شود، یک خط مستقیم به دست می‌آید که بیانگر رابطه‌ای از نوع:

$$\epsilon_p = CN^\alpha, \quad (7-44)$$

است. در اینجا ϵ_p دامنه کرنش مومسان و C و α مقادیر ثابتی هستند. همانطور که در مورد مس در شکل ۷-۱۳ مشاهده می‌شود، در بیشتر موارد $\alpha = -\frac{1}{4}$ است. به عبارت دیگر می‌توان رابطه (۷-۴۴) را به شکل: مقدار ثابت $N^{1/2}\epsilon_p =$

نوشت. این منحنی را می توان تا نقطه یک چهارم دور برون یابی کرد که متناظر به آزه ایش کشش یک حبه است. عموماً "دامنه" کرنش مومسان بزرگ است و دفعات تناوب تا شکست خیلی کمتر از دفعات تناوب آزمایشهای تنش ثابت می باشد.



شکل ۱۲-۷ تغییرات دفعات تناوب تنش تا شکست بر حسب دامنه تنش در مورد آلیاژهای آهن:

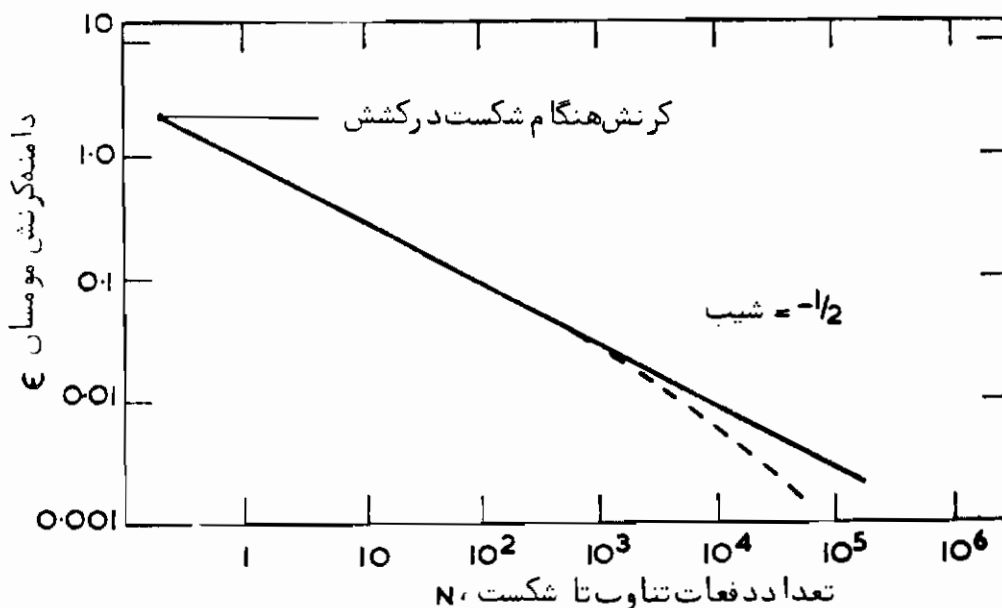
(الف) حاوی ۰/۰۹ درصد کربن (ب) حاوی ۰/۰۰۴ درصد کربن

شکست در اثر خستگی ممکن است در هر دمایی بروز کند. در نتیجه، از کارافتادگی در اثر خستگی در دمایی به پایینی $1/7 K$ میسر ممکن می باشد. در این دما ویژگیهای اصلی منحنی $S-N$ دماهای بالاتر حفظ می شود ولی استحکام خستگی بالاتر می باشد (شکل ۱۱-۷) 0.47 . بیشتر موارد شکست در اثر خستگی در دماهای نسبی T/T_m نسبتاً پایین (۰/۲ تا ۰/۳) صورت می گیرند و از نوع درون بلوری هستند. البته در دماهای بالاتر، شکست برون بلوری می شود. پژوهش نسبتاً کمی در زمینه اثر دما روی خستگی در جنین دماهای بالایی صورت گرفته

است، لیکن اطلاعات موجود نشان می‌دهند که تبدیل نحوه شکست در حدود $0.55 T_m$ صورت می‌گیرد.

تغییرات تواتر در محدوده آزمایش شده اثر چندانی روی استحکام خستگی ندارد، لیکن شواهدی در دست است که نوسانات با تواتر فوق‌العاده زیاد می‌تواند موجب بالا رفتن استحکام خستگی گردد.

بیشتر پژوهش‌های مربوط به خستگی نیز مانند مطالعات در زمینه تغییر شکل مواد تک‌بلور و چندبلوره تحت اثر تنش تک محوری، روی فلزات f.c.c. بوده است و کار نسبتاً کمی روی فلزات h.c.p. و b.c.c. صورت گرفته است.



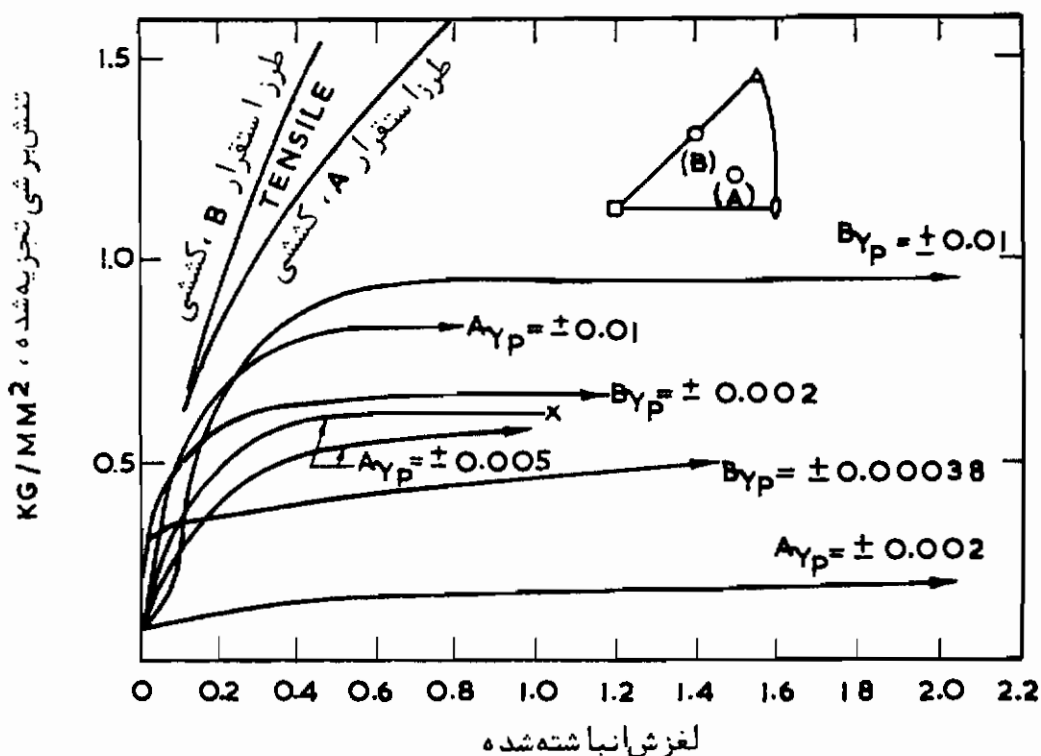
شکل ۱۳-۷ تغییرات تعداد دفعات تناوب تا شکست بر حسب دامنه کرنش مومسان در مورد مس اکسیژن زدایی شده با ضریب هدایت بالا.

از این گذشته، این ارقام از آزمایش روی تک‌بلورها و چند بلوره‌های مواد خالص به دست آمده‌اند و فاصله قابل توجهی بین نتایج تئوریهای ساخته شده بر اساس این ارقام و رفتار حقیقی مواد مهندسی وجود دارد. بنابراین در مورد فولادهای محکم، به علت پیچیدگی زیاد و مقیاسهای بسیار ظریف سازه‌ها عملاً استفاده از روشهای به‌کار گرفته شده در پژوهشهای فلزات خالص، غیر ممکن است. تا چندی پیش عملاً تنها روش مفید کسب اطلاعات در زمینه فرآیند خستگی تحلیل آماری متغیرهای موثر در شکست به علت خستگی بوده است.^{۴۸} لیکن

مطالعه دقیق فولادهای محکم تبرید و بازپخت شده‌ای که در اثر خستگی شکسته‌اند، نشان داده است که فرآیندهای خستگی در این‌گونه فولادها شبیه موارد مشاهده شده در فلزات خالص هستند^{۴۹}. به این ترتیب پیشرفت چشمگیری در زمینه درک پدیده خستگی در مواد پیچیده حاصل شده است.

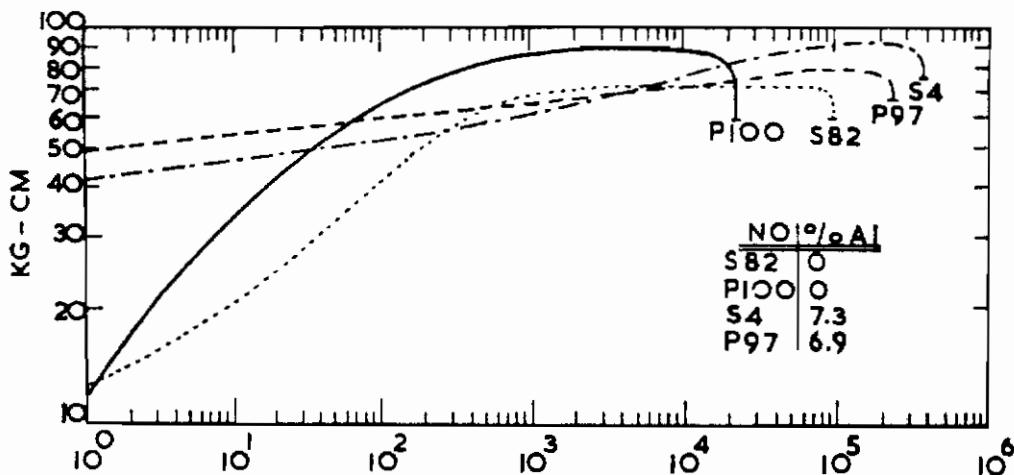
تغییرات ساختار در حین خستگی

برای بحث در مورد بنیاد پدیده خستگی لازم است رفتار سخت‌شوندگی کرنشی مواد در اثر اعمال تنشهای تکراری مورد بررسی قرار گیرد. منحنی "سخت‌شدن در اثر خستگی" روش مناسبی برای بررسی رفتار سخت‌شدن کرنشی است. این منحنی با توجه به حداکثر تنش لازم برای ایجاد دامنه کرنش مشخص به‌ازاء دفعات تناوب کرنش به دست می‌آید. اگر محور افقی منحنی در مقدار کرنش مومسان در هر دوره تناوب ضرب گردد، به جمع کرنش مومسان انباشته شده تبدیل می‌شود.



شکل ۱۴-۷ منحنیهای سخت‌شوندگی کرنشی بلورهای آلومینیم در اثر خستگی و در اثر بارگذاری کششی با طرز استقرارهای مشابه Snowden 1963.

ویژگی تکانه‌دهنده منحنیهای سخت شدن در اثر خستگی تک‌بلورها و همچنین مواد چند بلوره، سخت شدن سریع اولیه و سپس اشباع آن در یک مقدار تنش پایدار است که تقریباً تا هنگام شکست ثابت می‌ماند. اختلاف این نوع سخت‌شوندگی با سخت‌شوندگی در اثر کشش یک‌جهته در منحنیهای مربوط به تک‌بلورهای آلومینیم (شکل ۱۴-۷) منعکس است. ویژگی دیگر این است که با افزایش کرنش مومسان، تنش اشباع بالا می‌رود^{۵۱}. اختلاف دیگر سخت شدن در اثر خستگی با سخت شدن در اثر کشش یک‌جهته شایسته بسیار زیاد منحنیهای سخت‌شوندگی در اثر خستگی تک‌بلورها و مواد چندبلوره است که در مورد مس و آلیاژهای آن در شکل ۱۵-۷ مشاهده می‌شود.



دفعات تناوب، N

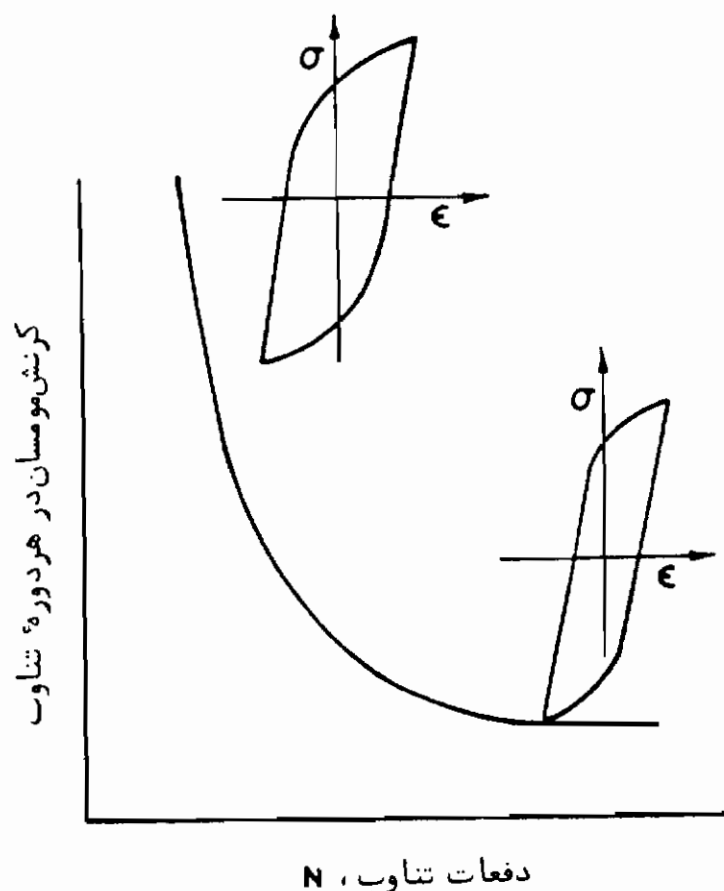
شکل ۱۵-۷ تغییرات گشتاور خمشی (M_0) بر حسب دفعات تناوب تا شکست (N) نمونه‌های تک‌بلور (S) و چندبلوره (P) مس و آلیاژهای مس و آلومینیم.

حالت معمولی خستگی دامنه ثابت تنش است و در این حالت رفتار سخت‌شوندگی در اثر خستگی را می‌توان از ترسیم تغییرات کرنش مومسان در هر دوره تناوب (یا پهنای منحنی پس ماند) بر حسب دفعات تناوب به دست آورد. در این صورت تا زمانی که ماده در حال سخت شدن کرنشی است، کرنش مومسان روبه‌گاهش دارد (شکل ۱۶-۷). حدنهایی این کاهش به رفتار خستگی ماده مربوط است. در موادی که ظرفیت زیادی برای سخت‌شوندگی کرنشی دارند، هنگام خستگی در سطح تنش ثابت، کرنش مومسان نسبتاً کمی به وجود می‌آید.

50- Snowden, (1963).

51- Alden & Backofen, (1961); Avery & Backofen, (1963); Wood & Segall, (1957).

در نتیجه این‌گونه مواد عموماً "عمر خستگی طولانی دارند. این نکته به‌خوبی از مقایسه رفتار تک‌بلورهای روی و آلومینیم در T/T_m های مشابه پیداست^{۵۲}. با اینکه تنش تسلیم دو فلز با یکدیگر قابل مقایسه هستند، سخت شدن تناوبی روی بسیار بالاتر است و این اثر در استحکام خستگی بسیار بالاتر تک بلورهای روی در مقایسه با آلومینیم منعکس است.



شکل ۱۶-۷ سخت‌شوندگی کرنشی هنگام خستگی که به‌صورت تغییر شکل حلقه^{۵۳} پس مانده با دامنه^{۵۳} تنش ثابت نشان داده شده است.

پدیده اشباع در هر دو نوع آزمایش ظاهر می‌شود، و هر دو آزمایش از نظر منطقه^{۵۳} اشباع مشابه یکدیگر هستند^{۵۳}. در نتیجه، هنگام مقایسه این دو آزمایش می‌توان تنش در آزمایش تنش ثابت را از روی تنش اشباع در آزمایش کرنش ثابت مشخص کرد. از این تساوی برای تهیه^{۵۳} منحنی $S-N$ مس از روی نتایج آزمایش سخت شدن در اثر خستگی استفاده شده

52- Alden, (1962).

53- Benham, (1961); Benham & Ford, (1961); Alden, (1962).

است^{۵۴}. روشن است که این روش تهیه منحنی $S-N$ به اعتبار رابطه^{۵۴} (۷-۴۴) در محدوده دامنه‌های کرنشی که عمر خستگی طولانی به دست می‌دهند، بستگی دارد. اعتبار این رابطه بر اساس اطلاعات موجود مورد تایید است، لیکن مقایسه‌های بیشتر در این زمینه مطلوب خواهد بود.

این عدم سخت‌شوندگی پس از یک یا چند درصد اولیه عمر خستگی، مشخصاً به دلیل نوعی بازیافت دینامیکی است و پژوهشهای اخیر در زمینه ماهیت سخت شدن در اثر خستگی حول مکانیزمهای مربوط به این‌گونه بازیافت متمرکز بوده است. منحنیهای شکل ۱۴-۷ نشان می‌دهند که رفتار سخت‌شوندگی تناوبی آلومینیم و بستگی آن به طرز استقرار، مشابه سخت‌شوندگی در کرنش یک جهته است. این شباهت می‌رساند که در هر دو مورد یک نوع مکانیزم عمل می‌کند. از این گذشته، بستگی تنش لازم جهت تشکیل نوارهای لغزش زیاد (یعنی تنش اشباع) به دما با نوع بستگی^{۵۵} به دما، یکسان است. بر این اساس، برخی پژوهشگران سعی کرده‌اند رابطه^{۵۵} مستقیمی بین استحکام خستگی و σ_{III} برقرار سازند. با اینکه چنین رابطه‌ای از نظر شباهتهای ظاهری بین کرنش‌کشی و تناوبی جالب می‌نماید، شواهد زیادی دال بر اختلاف بین دو حالت سخت‌شده در اثر خستگی و سخت‌شده در اثر بارگذاری یک‌جهته، وجود دارد. در این مرحله فقط می‌توان گفت که مکانیزم بازیافت دینامیکی در خستگی در اثر مکانیزم لغزش متقاطع و مشابه آنچه در مورد کشش تک‌محوری عنوان شده است، صورت می‌گیرد.

لغزش متقاطع به همان‌گونه که در مورد تنش اشباع عنوان شد، تابع دما و تنش است. از آنجا که لغزش متقاطع تابع انرژی نقص انباشتی نیز می‌باشد، برخی پژوهشگران، رفتار آلیاژهایی که افزایش درصد ماده^{۵۵} محلول تغییر چشمگیری در انرژی نقص انباشتی آنها به وجود می‌آورد (مانند آلیاژهای مس و آلومینیم^{۵۵} و آلیاژهای مس و روی^{۵۶})، را مورد بررسی قرار داده‌اند. در هر دو مورد فوق تغییر ترکیب آلیاژ موجب تغییر رفتار خستگی ماده شده است (مانند شکل ۱۵-۷). لیکن، رابطه ساده‌ای بین این تغییرات و تغییرات انرژی نقص انباشتی به دست نیامده است. برای بررسی اهمیت لغزش متقاطع در پدیده خستگی نیاز به پژوهشهای دقیقتر وجود دارد.

غلییرغم شباهتهای عنوان شده، موارد اختلاف بین سخت‌شوندگی در اثر خستگی و سخت‌شوندگی در اثر بارگذاری یک جهته برای این نتیجه‌گیری که جزئیات مکانیزمها باهم

54- Alden, (1962).

55- Avery & Backofen, (1963).

56- Roberson & Grosskreutz, (1963).

تفاوت زیادی دارند، کافی است. اول اینکه علائم لغزش روی سطح نمونه‌ها دارای ویژگیهای متفاوت هستند^{۵۷}. در آزمایش کشش، افزایش کرنش تغییر کوچکی در شکل نوارهای لغزش به وجود می‌آورد و خطوط ظریف جدید بین خطوط اولیه ظاهر می‌شوند. لیکن در خستگی، پس از دوره کوتاه اولیه که خطوط ظریف به وجود می‌آیند، تغییرات بعدی شامل پهن شدن بعضی از خطوط لغزش و تبدیل آنها به نوارهای عریض است. این پهن شدن خطوط لغزش هم زمان با شروع اشباع آغاز می‌شود و نقش عمده‌ای در حوانه‌زنی ترک دارد. دوم اینکه اثرات تفرق اشعه ایکس آنها با هم کاملاً تفاوت دارند. در نتیجه، در الگوی بازتاب معکوس لایه برای قطعه‌ای که تا حد تنش σ در کشش استاتیکی تغییر شکل داده است، نقاط پهن و نامشخص می‌شوند. لیکن، همانطور که در پژوهشهای مربوط به خستگی نمونه‌های مسی نمایش داده شده است^{۵۸}، 10^6 بار تناوب تنش بین $\pm \sigma$ فقط کمی از ظرافت و دقت نقاط الگو می‌کاهد. سوم اینکه مقدار انرژی ذخیره شده و نحوه آزاد شدن آن طی تابکاری بعدی در این دو حالت مورد بحث به نحو چشمگیری با هم اختلاف دارند. این اختلاف در مورد مس در شکل ۱۷-۷ نمایش داده شده است^{۵۹}. در نمونه کششی، انرژی بین دمای ۳۰۰ و ۳۷۰ درجه سانتیگراد آزاد می‌شود و دارای یک حداکثر مشخص است که متناظر به تبلور مجدد می‌باشد، در حالیکه در نمونه در معرض خستگی، انرژی به تدریج در محدوده ۳۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتیگراد و بدون تبلور مجدد قابل سنحش، آزاد می‌گردد. تغییرات سختی نیز تقریباً در همین محدوده‌های دما صورت می‌گیرد^{۶۰}. این اختلاف بین انرژی ذخیره شده در دو نوع بارگذاری را می‌توان به روشنی از جدول ۳-۷ دریافت. بر اساس ارقام این جدول، اعمال تنش فشاری پس از کشش مجموع انرژی ذخیره شده (خصوصاً انرژی آزاد شده حین بازیافت) را کاهش می‌دهد^{۶۱}.

در سالهای اخیر با مشاهده ساختارهای سخت شده در اثر خستگی به کمک میکروسکپی الکترونی عبوری، این تفاوتها آشکارتر شده‌اند^{۶۲}. با اینکه بخش عمده پژوهشهای خستگی روی مواد چندبلوره صورت می‌گیرد، آرایش ویژه‌ای از نایجابیها که منحصر به پدیده خستگی است، با وضوح بیشتری در تک‌بلورها مشاهده می‌شود. علت این امر این است که حتی اگر تنش میانگین خستگی نمونه‌های چندبلوره و تک‌بلور مشابه هم‌وزن با صفر باشد، محدودیت حاصل از مرز دانه‌ها به‌گونه‌ای است که شرایط تنش میانگین صفر هرگز در همه حای نمونه

57- Smith, (1957) Low, (1963).

58- Bullen et al., (1953).

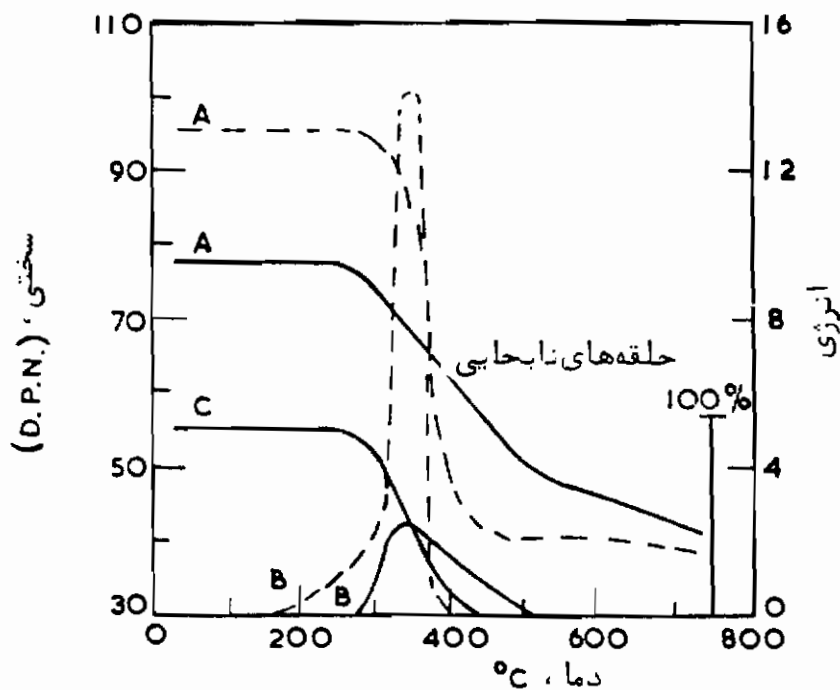
59- Clarebrough et al., (1957).

60- Kemslev, (1957).

61- Seccall & Finnev, (1963).

62- Segal, (1962).

به وجود نمی آید. در نتیجه در مواد چندبلوره حتی اگر تنش میانگین اسمی صفر باشد، قدری تغییر شکل یک جهته به تغییر شکل در اثر خستگی افزوده می شود. این ناهمگنی تنش دلیل مشاهدات متفاوت در زمینه اهمیت تشکیل زیر ساختار در آلومینیم است، به این معنی که برخی پژوهشگران، تشکیل مقدار قابل توجهی زیر ساختار در آلومینیم را گزارش کرده اند^{۶۳}. در حالیکه پاره‌های دیگر تشکیل آن را مشاهده ننموده اند^{۶۴}.



شکل ۱۷-۷ رفتار مس در تابکاری پس از بارگذاری کششی (---) و خستگی (—) منحنیهای A تغییرات سختی، منحنیهای B نرخ آزاد شدن انرژی و منحنی C درصد حلقه‌های نایجابی در نمونه را نشان می دهند.

جدول ۳-۷ انرژی ذخیره شده در مس در اثر کرنش متناوب

انرژی ذخیره شده، کالری بر گرم		کرنش
تبلور مجدد (بالای ۳۴۰°C)	بازیافت (زیر ۳۴۰°C)	
۰/۰۶۱	۰/۰۸۰	۳۳ درصد کشش
۰/۰۵۱	۰/۰۴۱	۳۳ درصد کشش + ۵ درصد فشار
۰/۰۷۶	۰/۰۶۹	۳۳ درصد کشش + ۱۵ درصد فشار

به عنوان مثال، مس را در نظر بگیرید که مشاهدات نمونه‌های تک بلور آن پس از خستگی نشان می‌دهد که حلقه‌های ناحیایی به صورت موضعی در ناحیه‌هایی با پهنای چند میکرون متمرکز هستند (جگالی ناحیایی در حدود 10^{10} تا 10^{11} حلقه در سانتیمتر مربع) و توسط ناحیه‌هایی با پهنای مشابه لیکن با جگالی ناحیایی کمتر (در حدود 10^8 در سانتیمتر مربع) از یکدیگر جدا شده‌اند^{۶۵}. با افزایش دما و بازیخت نمونه، جگالی ناحیایی پایین می‌آید (شکل ۱۷-۷). این گونه توزیع ناحیایی با توزیع ناحیایی در تک بلورهای تغییر شکل داده به صورت تک جهت‌که حلقه‌های ناحیایی فقط در شرایط لغزش آسان مشاهده می‌شوند و ناحیه‌های II و III با زیر ساختارهای درهم شده همراه است، تفاوت دارد^{۶۶}. البته علیرغم این تفاوتها سازه‌ی از نظر انرژی نقص انباشتی بین این دو نوع تغییر شکل وجود دارد، به این معنی که در هر دو مورد آنها رابطه بین علائم لغزش در سطح و ساختار داخلی در فلزات با انرژی نقص انباشتی بسیار پایین (مانند فولاد زنگ‌نر در تنشهای پایین) مشاهده می‌شود. این امر را می‌توان به سوار بودن لغزش متقاطع در این مواد مربوط کرد، زیرا اگر فولاد زنگ‌نر پس از خستگی در معرض تنشهای بالا قرار گیرد، رفتاری شبیه فلزات با انرژی نقص انباشتی بالا مانند مس، نیکل و آلومینیم از خود نشان می‌دهد.

با توجه به عدم اطمینان در مورد اعتبار مشاهدات مربوط به نمونه‌های تغییر شکل یک جهت داده بسیار نازک در میکروسکپ الکترونی، نتایج آزمایش روی نمونه‌هایی که در معرض خستگی قرار گرفته‌اند نیز باید با احتیاط تلقی شود. گفته شده است که توزیع ناحیایی هنگام خستگی توزیع با تراکم زیادی است که در آن ناحیه‌های مجاور تمایل شدیدی به مختلف‌العلامه بودن دارند. چنین توزیعی مشاهدات مربوط به خواص کلی قطعه‌مانند انرژی انباشته شده و اثرات تفرق اشعه ایکس که قبلاً در مورد آن صحبت شده است را توجیه می‌کند. لیکن هنگام نازک کردن نمونه آزمایش این توزیع شدیداً تغییر می‌کند، و در نتیجه ورقه نازک شده خواص کلی قطعه را دارا نیست. برای بررسی اعتبار نمونه‌های نازک شده پس از خستگی کارهای دقیق بیشتری لازم است، لیکن در حال حاضر چنین می‌نماید که توزیع ناحیاییها، و مخصوصاً جگالی زیاد حلقه‌ها که در نمونه‌های نازک شده مشاهده گردیده است، ویژگی الزامی شکست در اثر خستگی نیست.

علاوه بر سخت شدن در اثر خستگی به علت واکنش ناحیاییها، بازگذاریهایی تناوبی با تنشهای مثبت و منفی می‌توانند واکنشهای پیرشوندگی و رسوبی به وجود آورند که بر حسب نوع آلیاژ منجر به نرم یا سخت‌شوندگی می‌گردد. چنین واکنشهایی دو اثر مهم دارند:

65- Seccall et al., (1961).

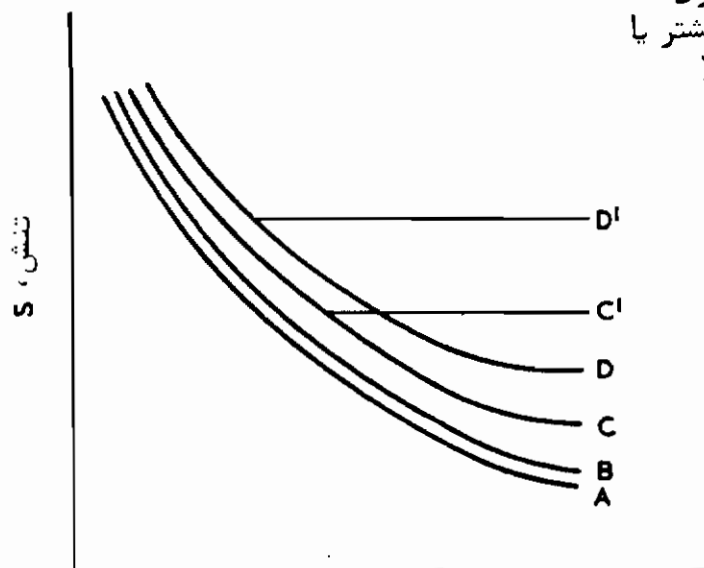
66- Fourie & Murphv, (1963).

(۱) پدیده حد خستگی، و (۲) پایین بودن استحکام خستگی آلیاژهای سخت شده رسوبی. ابتدا حد خستگی را در نظر بگیرید. پژوهشهای متعددی نشان داده‌اند که بروز حد خستگی به حضور عناصر بین‌نشین بستگی دارد^{۶۷}. در نتیجه در فولاد کم کربن، زانوی منحنی در محل $10^6 \times 5 - 2$ دور تناوب ظاهر می‌شود و حد خستگی $19/7$ کیلوگرم بر میلیمتر مربع است، در حالی که در نمونه‌های کربن زدایی شده همین ماده، زانوی منحنی به $10^7 \times 5 - 7$ منتقل شده و حد خستگی به $12/6$ کیلوگرم بر میلیمتر مربع پایین می‌آید (شکل ۱۲-۷).^{۶۸} یک نوع مکانیزم پیشنهادی برای خستگی به صورت ترسیمی در شکل ۱۸-۷ آمده است. منحنی $S-N$ فلز خالص تابعی نزولی و نرم از تنش است، و اثر افزودن یک عنصر محلول (یا عنصری که رسوب مجزا تشکیل می‌دهد) به فلز خالص، جابجا کردن منحنی به طرف بالا و راست است. این امر انعکاسی از تنش تسلیم بالاتر و احتمال کمتر شروع لغزش در یک تنش مشخص زیر نقطه تسلیم است. اگر ماده رفتار پیرشدن کرنشی از خود نشان دهد که منجر به بالاتر رفتن نقطه تسلیم می‌شود، منحنی بیشتر به سمت بالا و راست تغییر مکان می‌دهد. نظر به اینکه انتظار نمی‌رود پیرشدن کرنشی شدیداً تابع تنش وارده باشد، یک حد پایینی تنش وجود دارد که در آن تنش بالا رفتن استحکام در اثر پیرشدن کرنشی برای کاهش سرعت یا متوقف کردن فرآیند جوانه‌زنی و پیشرفت که منجر به شکست می‌گردد، کافی است. اثرات پیرشدن کرنشی روی این دو فرآیند کاملاً مشخص نیست لیکن از آنجا که انتظار می‌رود پیرشدن کرنشی در مقیاس کلی طی چند دور تناوب اولیه کامل گردد، روشن است که روی فرآیند جوانه‌زنی اثر می‌گذارد. لیکن پس از شروع ترک، کرنش مومسان موضعی در نوک آن ایجاد می‌گردد، و در نتیجه اثرات پیرشدن کرنشی موضعی شدید به وجود می‌آید که از پیشرفت ترک جلوگیری می‌کند. در نتیجه، در فولادهای عملیات حرارتی شده که غالباً در آزمایش کشش، پیرشدن کرنشی از خود نشان نمی‌دهند لیکن حد خستگی دارند، ظاهراً توقف پیشرفت ترک اثر عمده‌ای است، زیرا این‌گونه فولادها پس از تغییر شکل موضعی (مثلاً در آزمایش ضربه نمونه‌های شکاف‌دار) از خود پیرشدن کرنشی نشان می‌دهند. برای تخمین سهم اثر پیرشدن کرنشی می‌توان فرض کرد که عناصر آلیاژی صرفاً اثر استحکام بخشی به صورت محلول جامد دارند و همچنین همانطور که در شکل ۱۸-۷ مشاهده می‌شود، بدون پیرشدن کرنشی، ادامه منحنی $S-N$ به زیر حد خستگی می‌رسد. در نتیجه در مورد تیتانیوم حاوی اکسیژن، کربن و ازت، اختلاف تنش بین منحنیهای برون‌یابی شده تا 10^7 دور و حدود تنش خستگی تجربی

67- Levy & Sinclair, (1955); Lipsitt & Horne, (1957); Levy & Kanitkar, (1961); Lipsitt & Wang, (1962).

می‌رسانند که سهم اثر پیرشدن کرنشی ۱۷ کیلوگرم بر میلیمتر مربع به‌ازاء یک درصد وزنی اکسیژن، ۲۷ کیلوگرم بر میلیمتر مربع به‌ازاء یک درصد وزنی کربن، و ۶۰ کیلوگرم بر میلیمتر مربع به‌ازاء یک درصد وزنی ازت است اثرات سخت‌شدن کرنشی در بستگی حد خستگی به‌دما نیز منعکس است. بنابراین، در فولادهای کم کربن در حوالی ۲۴۰ درجه سانتیگراد، که متناظر به "تردی آبی" است، یک حد خستگی حداکثر وجود دارد.

A فلز خالص
B محلول جامد
C محلول بیشتر یا دمای
پایین تر از D
D محلول بیشتر یا
دمای بالا



دفعات تناوب تا شکست N

شکل ۱۸-۷ نمایش ترسیمی اثراتی که منجر به بروز حد خستگی می‌شوند. B اثر محلول جامد و C اثر پیرشدن کرنشی را نشان می‌دهد. C' نشان می‌دهد که بالا رفتن استحکام در اثر پیرشدن کرنشی برای خنثی کردن کاهش استحکام در اثر تغییر شکل کافیست. D و D' اثرات تغییر مقدار پیرگردانی کرنشی را نشان می‌دهند.

حال به استحکام خستگی آلیاژهای سخت‌شده رسوبی بپردازیم. در این مورد حالت کلاسیک، آلیاژهای با پایه آلومینیم است. نتایج آزمایش روی آلیاژ تجارتي (Al-Zn-Mg-Cu (D.T.D. 683 که پس از عملیات حرارتی مختلف در دماهای متفاوت در معرض خستگی قرار گرفته، در جدول ۴-۷ آمده است.

در آزمایشهای انجام شده در دمای اتاق مشاهده می‌شود که علیرغم افزایش چشمگیر خواص کششی در اثر عملیات سخت‌گردانی رسوبی، استحکام خستگی چندان بالاتر از استحکام

خستگی مواد بیش از حد پیرشده کرنشی نیست، لیکن در دمای ۱۸۳- سانتیگراد، استحکام خستگی ماده تمام سخت شده بالاتر از آلیاژ بیش از اندازه پیرشده است. این رفتار را می توان با بروز پیری بیش از حد در آلیاژ تمام سخت شده هنگامی که در دمای اتاق در معرض خستگی قرار می گیرد، و با کند شدن پیرشوندگی در دماهای پایین توجیه کرد. این گونه پیری بیش از اندازه به تشدید نفوذ در اثر تغییر شکل هنگام خستگی مربوط می شود. هنگام خستگی آلیاژهای آلومینیم با استحکام بالا، ناحیه های خالی شده از رسوب به وجود می آیند که منجر به تغییر شکل موضعی و در نتیجه جوانه زنی آسانتر می شود. در نتیجه این گونه آلیاژها ذاتاً استحکام خستگی پایین دارند.

جدول ۴-۷/ استحکام کششی و خستگی نوعی آلیاژ آلومینیم

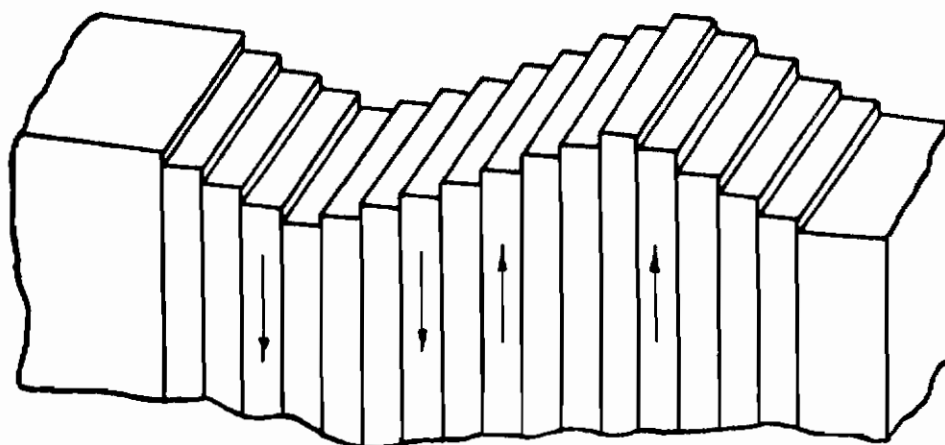
شرایط	دمای آزمایش (°C)	استحکام تسلیم (kg/mm ²)	استحکام نهایی (kg/mm ²)	استحکام خستگی در ۱۰ ^۵ دور (kg/mm ²)
حل شده	۱۸	۱۳/۹	۳۳/۳	۲۲/۱
	-۱۸۳	۲۴/۶	۴۱/۵	۳۲/۷
کاملاً سخت شده	۱۸	۴۹/۲	۵۹/۲	۲۸/۴
	-۱۸۳	۶۸/۵	۷۱/۵	۴۸/۰
بیش از اندازه پیرشده	۱۸	۳۲/۲	۴۳/۸	۲۶/۷
	-۱۸۳	۳۸/۶	۵۵/۷	۴۰/۷

جوانه زنی

از مبحث قبل چنین بر می آید که رابطه محدودی بین تغییرات ساختار و جوانه زنی ترک وجود دارد. در نتیجه هنگام نازک کردن نمونه های آزمایش میکروسکپ الکترونی عملاً حفظ جزئیات مراحل اولیه ترک غیر ممکن است. در مورد فولادهای زنگ نزن، نوارهای لغزش خوشه های روی سطح به صورت ناحیه های شدیداً "نقص دار درون نمونه مشخص شده اند و پیشنهاد شده است که در این نواحی ترکهای اولیه وجود داشته اند^{۶۸}. البته تعبیر این مورد قدری

دشوار است، زیرا این آلیاژ در مقابل تغییر شکل ناپایدار بوده و می‌تواند در نواحی لغزش موضعی، تبدیل حاصل‌کند. در نتیجه بیشتر مشاهدات مربوط به جوانه‌زنی در سطح میکروسکپ نوری صورت گرفته است.

ظاهراً در بیشتر موارد نوعی سطح آزاد یا سطح با محدودیت ضعیف شرط لازم برای جوانه‌زنی ترک خستگی است. تغییرات پستی و بلندیهای سطح در اثر تنش متناوب منجر به شکافهای سطحی می‌شود که می‌توانند منشاء جوانه‌زنی ترک خستگی گردند. پس از رسیدن به نقطه اشباع، لغزش به صورت نوارها یا "باریکه‌هایی مجتمع شده و نوعی پستی و بلندی ویژه در سطح به وجود می‌آورد (شکل ۱۹-۷). فرورفتگیهای ایجاد شده در سطح نامنظم و مقطع مخرس در اثر لغزشی است که کاملاً معکوس نشده است. به وجود آمدن شکل هندسی با چنین پستی و بلندیهایی، با این تجربه که خطوط لغزش تشکیل شده حین نیمه‌کششی (یا فشاری) تنش پس از معکوس شدن آن بدون تغییر باقی می‌مانند، رابطه نزدیک دارد. ظاهراً سخت شوندگی روی یک صفحه لغزش مشخص به گونه‌ای است که شرایط بروز لغزش اضافی فقط در جهت اولیه فراهم می‌گردد. تجربه مهم دیگر این است که ممکن است هنگام اشباع جابجایی زیادی در اثر لغزش موضعی به وجود آید. مثلاً برای ایجاد جابجایی لغزشی تا عمق ۱ میکرون فقط حدود ۱۰ دور تناوب لازم است^{۶۹}.



شکل ۱۹-۷ ناصافی سطح حاصل از لغزش نامنظم هنگام خستگی

پژوهشگران متعددی مشاهده کرده‌اند که برخی نوارهای لغزش چندین میکرون درون سطح نفوذ می‌کنند و حتی پس از محو شدن ناصافیهای دیگر سطح به وسیله جلاکاری برقی از بین نمی‌روند، و "نوارهای لغزش پا برجا" نام گرفته‌اند. این گونه نوارهای لغزش پا برجا

در مس، موجب ایجاد ترکهای خستگی می‌شوند. از این گذشته، اگر بارگذاری متناوب هرچندگاه یک بار قطع شده و نمونه در معرض جلاکاری برقی خفیف قرار گیرد، ترکهای سطحی از بین می‌روند و عمر خستگی به حد چشمگیری افزایش می‌یابد.^{۷۰}

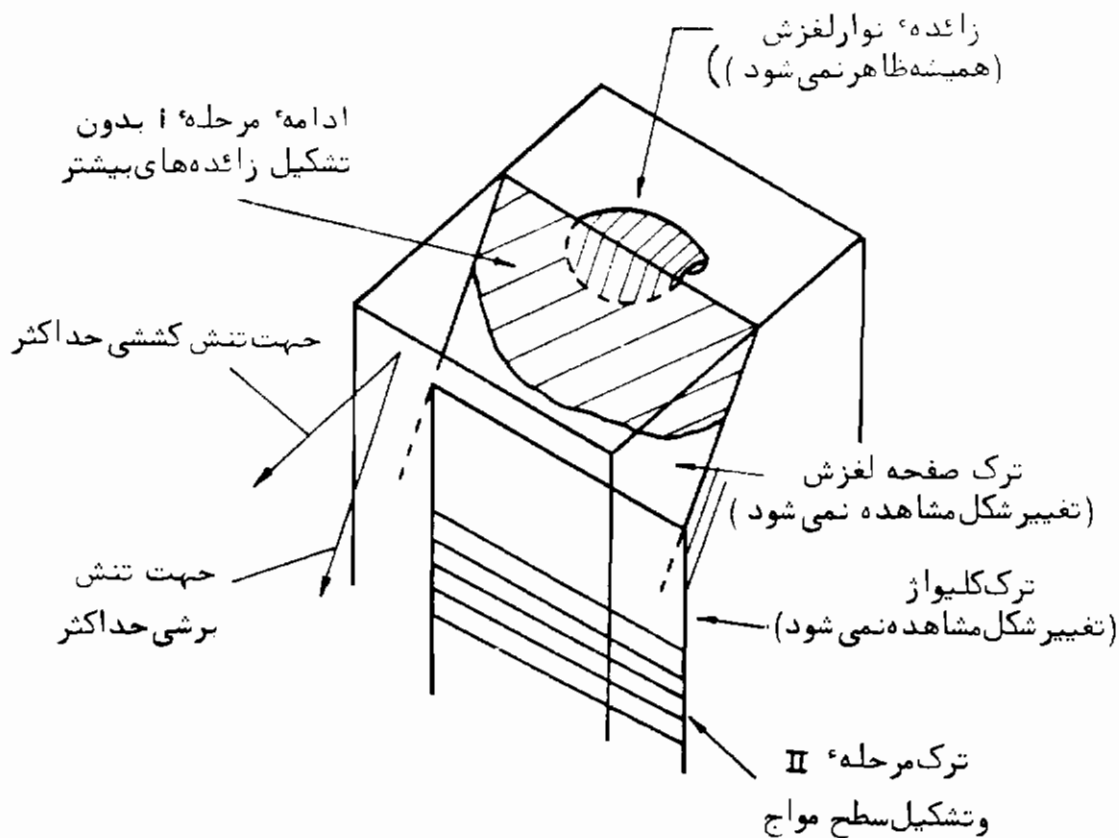
با ادامه بارگذاری تناوب، کرنش مومسان، بیشتر و بیشتر در نوارهای لغزش موضعی متمرکز شده و ممکن است تغییرات چشمگیر در سطح به وجود آید و منجر به تشکیل "زائده" (فلز بیرون زده به شکل زبانه) یا فرورفتگی (شیار در سطح) گردد. این زائده‌ها بلند و نسبتاً منظم هستند و ویژگیهای هندسی خطوط لغزشی که از آنها به وجود آمده‌اند را دارا می‌باشند (شکل ۲-۷). این مورد برای اولین بار در آلیاژهای آلومینیم سخت شده رسوبی مشاهده گردیده و گمان می‌رفته است که در اثر نرم شدن موضعی حاصل از پیرشدن موضعی بیش از اندازه به وجود آمده‌اند. لیکن این پدیده در فلزات خالص و در دماهای پایین تا حد ۴/۲ درجه کلوین نیز مشاهده شده است و در نتیجه روشن است که به نوعی فرآیند لغزش مکانیکی خالص مربوط می‌باشد. همان‌گونه که انتظار می‌رود فرورفتگیها به عنوان شکاف عمل می‌کنند و با استفاده از روش مقطع زنی مورب که تصویر بزرگ شده‌ای از ناصافیهای سطح به دست می‌دهد معلوم شده است که ترک از این نقاط سرچشمه می‌گیرد.^{۷۱}

رابطه مستقیم بین شکافهای نوار لغزش و جوانه زنی ترک از طریق آزمایشهای دیگری که طی آنها به وسیله جلوگیری از تشکیل نوارهای لغزش از ایجاد ترک جلوگیری شده است، تایید گردیده است. در نتیجه با تابکاری متناوب پس از هر ۲۵ دوره تناوب می‌توان از بروز حالت اشباع سخت‌شوندگی آلومینیم برای همیشه جلوگیری کرد. یک نمونه آزمایش از این طریق ۸۰۰ دور تناوب بدون تشکیل نوارهای لغزش دوام آورده است.^{۷۲} در این آزمایش نوعی لغزش نامنظم به وجود آمد که در مقایسه با نمونه در معرض تنش متناوب پیوسته، فقط در مراحل کاملاً بعدتری می‌تواند به شروع ترک منجر شود. از این گذشته، انواع پوشش سطح مانند لایه‌های آندی روی آلومینیم^{۷۲}، و پوششهای لاستیکی یا پلاستیکی^{۷۳} تشکیل شکافهای سطحی را به تعویق می‌اندازند و موجب افزایش عمر خستگی از ۲ تا ۸ برابر می‌شوند. اینکه آیا پوشانیدن سطح از طریق مکانیکی از تشکیل نوار لغزش جلوگیری می‌کند یا اثرات خوردگی محیط، که می‌تواند موجب خوردگی موضعی قسمتهای شکاف‌دار گردد، را کاهش می‌دهد، در معرض سؤال است.

70- Thompson et al., (1956). 71- Wood, (1959).

72- Alden & Backofen, (1961).

73- Broom & Nicholson, (1961).



شکل ۲-۷ نمایش ترسیمی لغزش و شکست یک دانه واقع در سطح نمونه ، و نمایش زاغده و پیشرفت ترک هنگام خستگی .
(Forsyth, 1963.)

هندسهٔ لغزش نیز اثر زیادی روی جوانه‌زنی ترک دارد. در نتیجه در حالت غالب بودن لغزش تکی، بلورهای مکعب مستطیل مسی در معرض خمش معکوس که جهات لغزش اولیه آنها در سطح تنش حداکثر قرار دارند و در نتیجه این تنشها نمی‌توانند ناصافی سطح از نوع نمایش داده شده در شکل ۱۹-۷ به وجود آورند، مقاومت بیشتری در مقابل جوانه‌زنی ترک دارند. در نتیجه سیستمهای با تنش خفیف‌تر وارد عمل می‌شوند و سطح حاصله یکنواخت‌تر خواهد بود^{۷۴}. اختلاف بین رفتار روی و کادمیم در دماهای پایین تاییدی بر اثر هندسهٔ لغزش روی جوانه‌زنی است. روی دارای نرخ سخت‌شوندگی تناوبی بالاست و مقاومت آن در مقابل شکست در اثر خستگی غیرعادی است^{۷۵}، لیکن کادمیم نرخ سخت‌شوندگی تناوبی پایین

74- Avery & Backofen, (1963).

75- Fegredo & Greenough, (1958-59); Alden, (1962).

دارد و تنش اشباع آن در اثر کرنش تناوب بسیار کمتر است^{۷۶}. در مورد روی لغزش به صفحات قاعده محدود می شود که به کرنشهای نسبتاً کم مومسان در هر دوره تناوب یا ناصافیهای یکنواخت سطح، منجر می گردد. در مورد کادمیم لغزش می تواند روی صفحات غیر قاعده به وجود آید که منجر به کرنشهای مومسان بیشتر و جابجاییهای لغزشی زیادتر می گردد. اثر دما روی خستگی را نیز می توان بر اساس هندسه لغزش درک کرد. ماهیت نوارهای لغزش با دما تغییر می کند. در دماهای پایین تر نوارها ظریفتر و به هم نزدیکتر می شوند. در نتیجه، سطح نسبتاً یکنواخت است و زمان لازم برای تشکیل آن گونه ناصافی سطح که منجر به ترک می گردد، در حد چشمگیری طولانی تر است. این واقعیت که ترک می تواند در دماهای تا ۱/۷ درجه کلوین هم جوانه بزند، ثابت می کند که نفوذ سطحی، جذب گاز، نفوذ گاز به درون فلز، یا نفوذ جای خالی به منظور تشکیل حفره، برای مکانیزم جوانه زنی لازم نیستند.

غالباً مرزهای چسبیده دوقلو در فلزات f.c.c. و h.c.p. به عنوان محل های ارجح برای نوارهای لغزش یا برجا و همچنین ترکهای زودرس خستگی عمل می کنند. با اینکه هنوز مکانیزم نابجایی مشخص نشده است. ارجحیت تغییر شکل در مرز دوقلوه با دید به علت اثر متوقف گندگی آنها روی نوارهای لغزش باشد. تنشهای موضعی متمرکز در انتهای این گونه نوارهای لغزش متوقف شده می تواند منجر به تشکیل زائده ها و فرورفتگیهای بزرگتر از اندازه متعارف گردد^{۷۷}. با توجه به مشابهت این مورد با بحث قبلی در خصوص تغییر شکل مواد چند بلوره انتظار می رود اثرات مشابهی در مرز دانه ها بروز کند. ظاهراً این امر فقط در تنشهای بالا درست است. مثلاً در مس چند بلوره، بارگذاری متناوب در تنشهای پایین منجر به جوانه زنی ترک در نوارهای لغزش و مرز دوقلوه می شود، لیکن در تنشهای بالاتر، شروع ترک از مرز دانه ها است^{۷۸}. اگر متوقف شدن لغزش به وسیله مرز دانه ها عامل مهمی در خستگی در تنشهای بالا باشد، باید رابطه ای بین رفتار خستگی ماده و عکس حذر اندازه دانه وجود داشته باشد البته ظاهراً پژوهش سیستماتیکی در زمینه رابطه بین جوانه زنی ترک و اندازه دانه صورت نگرفته است.

پیشرفت ترک

تفکیک فرآیند خستگی به دو بخش مشخص جوانه زنی و پیشرفت، مخصوصاً در مواد چند

76- Alden, (1963).

77- Hull, (1959).

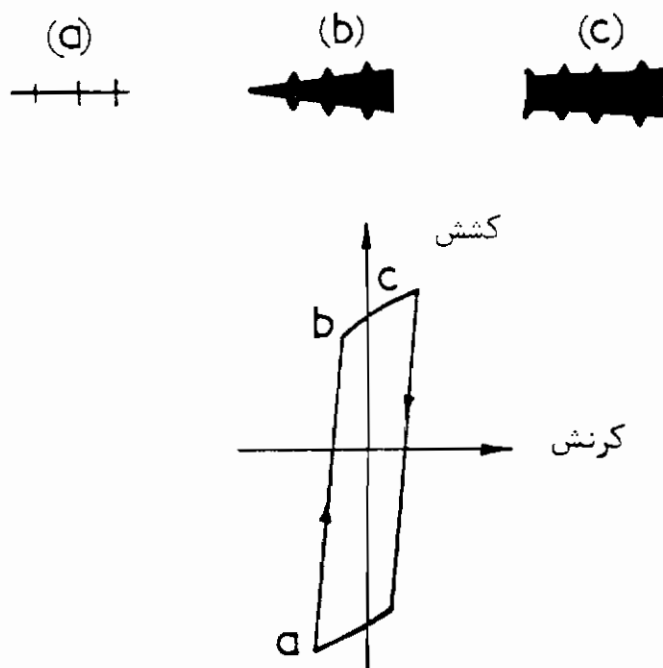
78- Kemslev, (1956); Porter & Levy, (1960).

بلوره که ناهمگنی سیستمهای تنش و ماهیت موضعی نوارهای تغییر شکل منجر به بروز قسمت‌های مختلف شامل طیفی از مراحل جوانه‌زنی تا پیشرفت می‌گردد، دشوار است. در نتیجه تعبیر دقیق و بدون ابهام نقش اندازه دانه در جوانه‌زنی یا پیشرفت آسان نیست. از آنجا که طبق شواهد موجود، جوانه‌زنی ترک در مراحل اولیه خستگی صورت می‌گیرد، نقش مرز دانه‌ها در پیشرفت ترک را می‌توان با حالت شکست مواد نسبتاً شکل‌پذیر مقایسه کرد. شواهد محدودی دال بر بستگی استحکام خستگی به $n-1/2$ در دوره‌های تناوب حدود 10^8 وجود دارد.

با اینکه جوانه‌زنی ترک را می‌توان به شروع اشباع سخت‌شوندگی مربوط دانست، تغییرات دیگری در منحنی سخت‌شوندگی در اثر خستگی وجود ندارد که بتوان به پیشرفت ترک مربوط ساخت. البته حتی در شرایطی که سخت‌شوندگی کمی در تمام نمونه صورت گرفته است، تمرکز تنش در انتهای ترک می‌تواند ناحیه مومسانی به وجود آورد که ماده در آن شدیداً کرنش یافته باشد. شباهت سخت‌شوندگی تناوبی در این ناحیه مومسان به سخت‌شوندگی تمام‌قطعه از بیشتر جهات معقول به نظر می‌رسد. به علت ماهیت تناوبی تنش، نمی‌توان رابطه‌های قبلی در مورد پیشرفت ترک را مستقیماً در این مورد به کار گرفت، لیکن روشن است که چقرمگی شکست عاملی با همان درجه اهمیت در شکست خستگی می‌باشد و اصول کلی کند شدن ترک در اثر تغییر شکل مومسان باید معتبر باشد.

قسمتی از دشواری بررسی پیشرفت ترک در خستگی این است که اگر فقط سطح نمونه مورد مشاهده قرارگیرد، چنین می‌نماید که پیشرفت بیشتر ترکهای خستگی در T/T_m پایین تا هنگام شکست، در امتداد صفحات لغزش فعال صورت گرفته است. لیکن بررسیهای دقیقتر سطوح شکسته شده در اثر خستگی نشان می‌دهند که فرآیند پیشرفت ترک پیچیده‌تر از این است. به این ترتیب می‌توان دو مرحله در آلیاژهای آلومینیم تشخیص داد: مرحله (I) ترک در صفحه لغزش، و مرحله (II) که بهترین تعریف برای آن حالت غالب بودن تنش یا حالت کششی است. این مراحل در شکل ۲۵-۷ نمایش داده شده‌اند. مرحله I الزاماً ادامه فرآیند جوانه‌زنی است، در حالیکه مرحله II هنگامی آغاز می‌شود که حالت سه‌محوری تنش به قدر کافی برای پیشرفت دادن تغییر شکل در نوک ترک بزرگ شده باشد. پس از آن پیشرفت ترک در صفحه عمود بر محور تنش کششی صورت می‌گیرد، و تغییر شکل نوک ترک نوعی نقش مواج روی سطح بهجا می‌گذارد که هر خط آن متناظر به یک دور تناوب تنش است. هر دو نوع نقش مواج مربوط به کلیواژ ترد و شکل‌پذیر مشاهده شده است. نوع ترد بیشتر در آلیاژهای با استحکام بالا دیده شده است.^{۷۹} رفتارهای دو مرحله‌ای مشابهی در خستگی تک‌بلوره‌های

آلومینیم^{۸۰}، و برخی فلزات و آلیاژهای چندبلوره^{f.c.c.} نیز مشاهده گردیده است^{۸۱}. ماهیت پیشرفت ترک در حالت بروز نقشهای موج شکل پذیر در مورد آلومینیم در تنشهای بالا که نقشها به قدر کافی برای مشاهده با وسایل نوری بزرگ هستند، مورد پژوهش قرار گرفته است^{۸۲}. با متوقف ساختن آزمایش در مراحل مختلف دوره تناوب تنش، مشاهده شده است که شکل نوک ترک تغییر می کند (شکل ۲۱-۷). در مرحله فشار، ترک در حال پیشرفت بسته می شود و نوک آن به گونه موثری تیز می گردد. با پیشرفت دوره کشش ترک باز می شود و در اثر تغییر شکل مومسان زیاد، دو گوش مورب نسبت به صفحه ترک به وجود می آیند. در باقی مانده دوره کشش، ترک پیشرفت کرده و کند می شود.



شکل ۲۱-۷ مراحل پیشرفت ترک خستگی در نقاط مختلف حلقه پس ماند.

از آنجا که تغییر شکل مومسان در پیشرفت ترک دخالت دارد، بازیافت دینامیکی باید نقش مهمی داشته باشد. لیکن ماهیت موضعی تغییر شکل، مربوط ساختن پیشرفت ترک به عوامل زیر ساختاری را دشوار می سازد. در اینجا نیز به نظر می رسد که انرژی نقص انباشتگی عامل عمده ای باشد، لیکن رابطه ساده ای حاصل نشده است. ظاهراً "انرژی نقص انباشتگی اثر مشخصی روی مسیر ترک دارد، زیرا در مواد با انرژی نقص انباشتگی بالا (مانند آلومینیم)

80- Grosskreutz, (1962). 81- McEvily & Boettner, (1963).

82- Laird & Smith, (1962).

در شرایطی از تنش که منحرف به تشکیل زیر ساختار می‌شود، ترک مرحله II مرز زیر ساختار را دنبال می‌کند^{۸۳}. در مقابل، در مواد با انرژی نقص انباشتگی کم که هرگز زیردانه تشکیل نمی‌شود، ترک به صورت نوعی مرحله I بسیار طولانی، در امتداد پرتنش‌ترین صفحات لغزش ادامه می‌یابد^{۸۴}. برای روشن کردن نقش انرژی نقص انباشتگی در پیشرفت ترک‌خستگی لازم است مشاهدات تجربی ژرفتری روی نوک ترک مواد مختلف با انرژیهای نقص انباشتگی متفاوت، صورت گیرد.

سرعت پیشرفت ترک از نقطه نظر مهندسی عامل مهمی است، و اطلاعات زیادی در مورد حالتی که ترک به وسیله نوعی متمرکزکننده تنش مصنوعی به وجود آمده و پیشرفت ماکروسکوپی در بارگذاری مساوی معلوم گردیده است، وجود دارد. این حالت الزاماً ادامه پیشرفت مرحله II است. برآورد بیشتر موارد از تنشها و کرنشهای با دامنه زیاد استفاده می‌شود، و در این شرایط خسارت بسیار کمی از عمر قطعه در مرحله گذشته است^{۸۵}. رابطه‌های زیادی برای نرخ سرعت پیشرفت ترک پیشنهاد شده‌اند و بیشتر آنها به شکل:

$$\frac{dl}{dN} = C\sigma^m l^n \quad (۷-۴۵)$$

هستند. در اینجا l طول لحظه‌ای ترک، N تعداد دور تناوب، σ دامنه تنش اعمال شده، و C ، m و n مقادیر ثابتی هستند که به ماده مورد آزمایش بستگی دارند. مقادیر گزارش شده برای n بین صفر تا ۳ و برای m معمولاً بین ۳ تا ۴ است. با توجه به دشواری مربوط ساختن سیستم تنش در نوک ترک به تنش خارجی و اختلاف در نحوه تغییر شکل نوک ترک، چنین تغییراتی خارج از انتظار نیست.

ترک و توزیع پیوسته نایجابیها

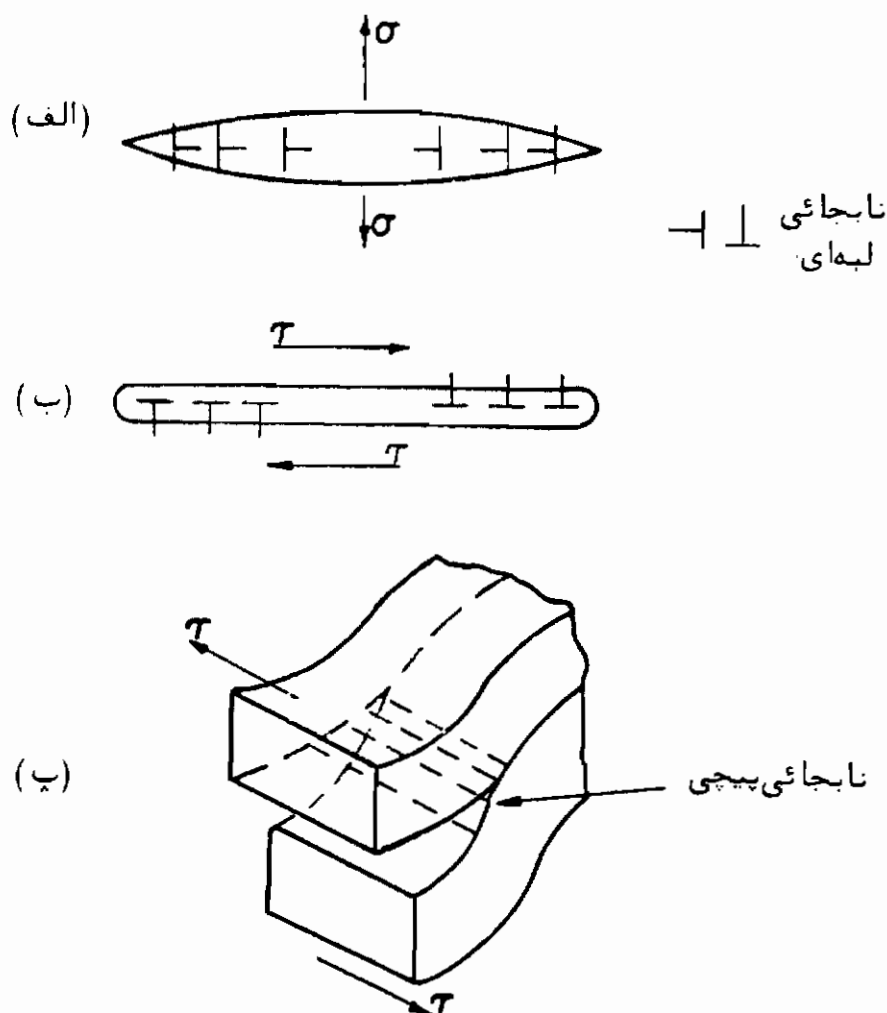
رابطه نزدیکی بین ترکهای کشسان و نایجابیها وجود دارد و در چندین میحث این کتاب از شباهت بین ترکهایی که آزادانه لغزش می‌کنند و نوارهای لغزش استفاده شده است. در شکل ۲۲-۷ (الف) یک ترک کششی مشاهده می‌شود که بر اساس نایجابیهای لبه‌ای با نیم

83- Grosskreutz & Waldow, (1963) • McEvily & Boettner, (1963).

84- Avery & Backofen, (1963).

85- Forsyth, (1963).

صفحه‌های اضافی در صفحه ترک نمایانده شده است. شکل‌های ۷-۲۲ (ب) و (پ) به ترتیب ترک‌های برشی بر حسب نابجاییهای لبه‌ای با نیم صفحه اضافی در جهت عمود بر تنش، و نابجاییهای پیچی به موازات تنش را نشان می‌دهند. اخیراً مفهوم ترک به عنوان توزیع پیوسته نابجاییها با موفقیت در پاره‌ای مسایل شکست به کار گرفته شده است^{۸۶}.



شکل ۷-۲۲ نمایش ترک‌های کشسان به وسیله ردیف‌هایی از نابجاییها.

طبق تعریف، توزیع پیوسته نابجاییها، با تابع توزیعی $B(x)$ مشخص می‌شود در حالیکه $B(x) dx$ کل طول بردارهای برگزینا بجا بیهایی بی نهایت کوچک در فاصله x و $x + dx$ در صفحه لغزش است. فاصله روی محور x در صفحه لغزش و در جهت عمود بر خطوط نابجایی اندازه گیری می‌شود. با داشتن تابع توزیعی $B(x)$ ، تنش برشی $\tau(x)$ در صفحه لغزش که در اثر

ناجاییها ایجاد می‌شود، قابل محاسبه است. تنش برشی برابر است با:

$$\tau(x) = \frac{\mu}{2\pi a} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{B(y) dy}{x-y} \quad (۷-۴۶)$$

در اینجا α مقدار ثابت (برای ناجایی پیچی ۱، و برای ناجایی لبه‌ای $1-\nu$) است. اگر تنش برشی در صفحه لغزش تعیین شده باشد، توزیع ناجایی از رابطه:

$$B(x) = -\frac{2\alpha}{\mu\pi} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{\tau(y) dy}{x-y} \quad (۷-۴۷)$$

حاصل می‌شود. دو تابع $B(x)$ و $\tau(x)$ تبدیلیهای هیلبرت^{۸۷} یکدیگر هستند^{۸۸}. در بسیاری از موارد باید توزیع موضعی ناجاییها در نظر گرفته شود. در این صورت توزیع ناجایی $B(x)$ در همه‌های صفحه لغزش، به‌جز در فاصله $-a \leq x \leq a$ صفر است. مقدار $\tau(x)$ در فاصله $-a \leq x \leq a$ معلوم و در بقیه نقاط صفحه لغزش نامعلوم است. نتیجه این حالت یک مسئله با شرایط حدی مخلوط است که روشی برای حل آن وجود دارد^{۸۹}.

حال اگر صفحه لغزش را ببریم تا یک ترک برشی مطابق شکل ۷-۲۳ (الف) بین $-a$ و a باز شود، ماده دیگر نمی‌تواند تنش برشی خارجی (مثلاً τ_1) تحمل کند و در نتیجه در انتهای ترک تنش متمرکز $\tau(x)$ به وجود می‌آید که از رابطه (۷-۴۶) قابل محاسبه است. ماده واقع در صفحه ترک و رای دو انتهای ترک ($x = \pm a$)، قادر به تحمل مقدار محدودی تنش برشی τ_2 است و در نتیجه ناجاییها به فاصله $\pm b$ از هم دور می‌شوند (شکل ۷-۲۳). اگر ماده‌ای که ترک در آن وجود دارد می‌توانست تنش برشی نامحدود را تحمل کند، توزیع ناجایی از لبه‌های ترک فراتر نمی‌رفت. در حالتی که طول ناجاییها به $-b \leq x \leq b$ محدود باشد، تابع توزیعی از این قرار خواهد بود:

$$B(x) = \left(\frac{2\alpha}{\pi\mu}\right) (b^2 - x^2)^{1/2} \int_{-b}^b \frac{\tau(x') dx'}{(x' - x)(b^2 - x'^2)^{1/2}} \quad (۷-۴۸)$$

در اینجا $\tau(x')$ تنش حاصل از خود ناجاییهاست. در مسئله ترکی که آزادانه می‌لغزد، $\tau(x')$ در ناحیه $-a < x < a$ باید برابر با $-\tau_1$ ، و در ناحیه $a < |x| < b$ باید برابر با

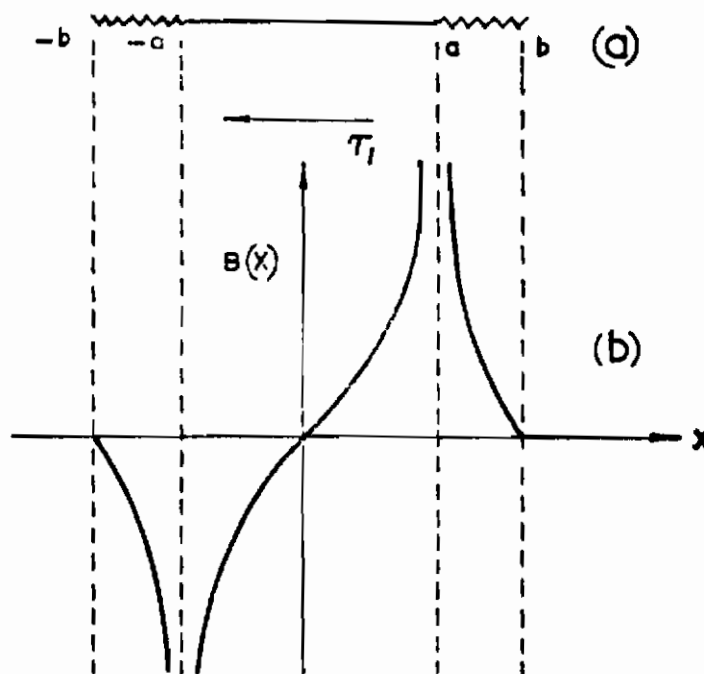
87- Hilbert;

88- Bateman Manuscript Project, (1955).

89- Muskhelishvili, (1953).

$(\tau_2 - \tau_1)$ باشد. فاصله b باید طوری باشد که در رابطه زیر صدق کند:

$$\int_{-b}^b \frac{\tau(x') dx'}{(b^2 - x'^2)^{1/2}} = 0 \quad (7-49)$$



شکل ۷-۲۳ نمایش ترسیمی شکاف تحت اثر تنش برشی: (الف) ترک از a تا a ادامه دارد و ناحیه مومسان جلوی ترک در محدوده $a \leq |x| \leq b$ است. (ب) توزیع نابجاییها در اطراف ترک. Weertman, 1964.

همانگونه که در شکل ۷-۲۳ مشاهده می شود، حل رابطه های (۷-۴۸) و (۷-۴۹) در مورد ترکی که آزادانه می لغزد از این قرار است:

به ازاء $|x| < b$

$$B(x) = \tau_2 \left(\frac{2\alpha}{\pi\mu} \right) \log \left| \frac{x(b^2 - a^2)^{1/2} + a(b^2 - x^2)^{1/2}}{x(b^2 - a^2)^{1/2} - a(b^2 - x^2)^{1/2}} \right| \quad (7-50)$$

$$B(x) = 0 \quad |x| \geq b \quad \text{به ازاء}$$

$$b = \frac{a}{\sin \left(\frac{\pi\tau_1}{2\tau_2} \right)} \quad \text{در این رابطه:}$$

از رابطه (۷-۵۰) می توان مقدار جابجایی را محاسبه کرد، زیرا مجموع طول بردارهای

برگرز نابجاییها در هر طرف مبدأ مختصات بهازاء مقادیر محدود b (مثلاً در شرایط $\tau_2 > \tau_1$) محدود است. مجموع طول، و در نتیجه مقدار جابجایی:

$$D(b) = \int_0^b B(x) dx = \frac{4\alpha a \tau_2}{\pi \mu} \log \left\{ \frac{b}{a} + \left(\frac{b^2}{a^2} - 1 \right)^{1/2} \right\} \quad (7-52)$$

مقدار جابجایی نوک ترک برابر است با:

$$D(a) = \int_0^a B(x) dx = \frac{4\alpha a \tau_2}{\pi \mu} \log \left(\frac{b}{a} \right) \quad (7-53)$$

بنابراین می توان مقدار جابجایی نوک ترک بهازاء مقادیر مختلف تنش اعمال شده را تعیین کرد. یک شکاف در سازه ای که به صورت موضعی تحت تنش است، را در نظر بگیرید. به علت وجود تنش، ممکن است سیلان مومسان در شکاف صورت گیرد و تا فاصله b از شکاف پخش شود. مقدار جابجایی مومسان در بن ترک $D(a)$ است که مقدار آن بر حسب اندازه شکاف و مقدار تنش موضعی تغییر می کند. اگر حداکثر حوزه پخش این تسلیم مومسان را b فرض کنیم، می توانیم بهازاء مقدار مشخص b اندازه شکاف مورد نیاز جهت این جابجایی مومسان بحرانی را محاسبه نماییم. بهازاء $\log(b/a) = 1$ در رابطه (7-53)، مقادیر ساکن خواهیم داشت؛ و حل این رابطه نشان می دهد که یک اندازه بسیار خطرناک شکاف وجود دارد که می تواند یک جابجایی مومسان بحرانی را پذیرا باشد. این اثر در شکست قطعات ورقه ای شکل اهمیت دارد، زیرا حتی اگر شرایط عمومی تسلیم فراهم نبوده و تنش وارده در نقاط دور کوچک باشد باز هم احتمال شکست وجود دارد. اگر تنش وارده را کوچک فرض کنیم، رابطه (7-53) به صورت:

$$D(a) = \frac{4\alpha a \tau_2}{\pi \mu} \left(\frac{b}{a} - 1 \right) \quad (7-54)$$

و رابطه (7-51) به صورت:

$$\frac{b}{a} = \frac{2\tau_2}{\pi \tau_1} \quad (7-55)$$

خلاصه می شود. از ترکیب این دو رابطه، رابطه:

$$\tau_2 = \left[\frac{D(a) \pi^2 \mu \tau_1}{8\alpha a} \right]^{1/2}$$

به دست می آید که شبیه رابطه های (7-15) و (7-22) برای پیشرفت ترک است.

اگر τ_2 به سمت بینهایت میل کند، رابطه (۷-۵۰) به شکل:

$$B(x) = \left(\frac{2\alpha\tau_1}{\mu} \right) \frac{x}{(a^2 - x^2)^{1/2}} \quad (7-56)$$

خلاصه می‌گردد، و $b = a$ می‌شود. مقدار تنش طبق تبدیل هیلبرت برابر با:

$$\tau(x) = \left(\frac{2\alpha\tau_1}{\mu} \right) \left\{ \frac{\pi x}{(x^2 - a^2)^{1/2}} + \log [x + (x^2 - a^2)^{1/2}] \right\} \Big|_{-a}^x \quad (7-57)$$

خواهد بود. فاصله کوتاهی به اندازه r حلوی ترک را در نظر بگیرید به طوری که $r = x - a$ باشد ($r \ll a$ است). در این صورت رابطه (۷-۵۷) تقریباً برابر با رابطه:

$$\tau(a + r) = \frac{2\alpha\pi\tau_1}{\mu} \left(\frac{a}{2r} \right)^{1/2} \quad (7-58)$$

می‌گردد که شبیه رابطه‌هایی است که قبلاً برای تنشهای متمرکز در نوک یک نوار لغزش یا یک ترک تیز به کار برده‌ایم.

بنابراین ویژگیهای شکست که قبلاً در این فصل مورد بررسی قرار داده‌ایم، در روش توزیع پیوسته نابجاییها نیز ظاهر می‌شوند. این روش ابزاری قوی برای بررسی انواع مسایل شکست است. مثلاً ترک کششی شکل ۷-۲۱ (الف) را می‌توان با قراردادن تنش کششی به جای تنش برشی در رابطه‌های آخر، بررسی کرد، از این گذشته استفاده از این روش در مسایل پیشرفت ترکهای خستگی نوید بخش است^{۹۰}.

کتابها و مقالات پیشنهادی

Drucker, D. C., and J. J. Gilman (eds). 1963. *Fracture of Solids*. New York: John Wiley.

Cottrell, A. H. 1951. *The Mechanical Properties of Matter*. New York: John Wiley.

Gilman, J. J. 1960. *Plasticity* (Proc. Second Symposium on Naval Structural Mechanics). New York: Pergamon Press, p. 43.

مسائل

۱ شکل منحنیهای تنش - کرنش کششی نمونه‌های چند بلوره (الف) آلومینیم ، (ب) آهن حاوی مقدار کمی کربن ، و (پ) روی را در دمای اتاق و دمای ازلت مایع (۱۹۶- درجه سانتیگراد) ترسیم کنید . نتیجه آزمایش نمونه‌های شکاف دار این مواد طی آزمایش ضربه در دمای اتاق چگونه خواهد بود؟

۲ مقادیر اندازه‌گیری شده استحکام شکست ترد نمونه‌های فولاد نرم ریزدانه در دماهای زیر ۱۵۰- درجه سانتیگراد و در نرخهای کرنش کششی متعارف در حدود ۱۰۰ کیلوگرم برمیلیمتر مربع است . در حالیکه تنش اسمی لازم برای پیشرفت ترک در ورقه‌های بزرگ همین ماده می‌تواند به کوچکی ۷ کیلوگرم برمیلیمتر مربع باشد . در باره این نتایج با توجه به مکانیزمهای محتمل زیاد شدن تنش بحث کنید . (σ_y را ۲۸ کیلوگرم برمیلیمتر مربع ، و ϵ را 10^{-3} سانتیمتر بگیرد) .

۳ استحکام شکست یک نمونه شیشه‌ای ۷/۵ کیلوگرم برمیلیمتر مربع است . اندازه‌نقصی که موجب شود شیشه در این تنش بشکند را تخمین بزنید . (E را 7×10^5 کیلوگرم بر سانتیمتر مربع و γ_e را ۱۰۰۰ ارگ بر سانتیمتر مربع بگیرد) .

۴ با استفاده از داده‌های زیر ، مقدار γ_p هر یک از این مواد را در دمای اتاق پیدا کنید .

فلز	σ_y (kg/mm ²)	E (kg/mm ²)	b (Å)
آهن	۶/۰	$2/17 \times 10^3$	۲/۸۷
مولیبدن	۴۶/۰	$34/7 \times 10^3$	۳/۱۵
روی	۹/۰	$9/4 \times 10^3$	۴/۹۵
کادمیم	۱/۴	$6/35 \times 10^3$	۵/۶۲
مس	۳/۰	$12/5 \times 10^3$	۳/۶۲
آلومینیم	۱/۰	$7/19 \times 10^3$	۴/۰۵

این مواد را بر حسب چقرمگی شکست طبقه‌بندی کنید .
 ۵ طول بحرانی ترک در ورقه‌های نازک مواد مسئله ۴ را بر اساس رابطه‌های گریفیث - اوروان معلوم کنید .

۶ افزایش مقدار خاصی اکسیژن (۰/۰۰۲ تا ۰/۰۰۳ درصد) به آهن با درجه خلوص بالا، نحوه شکست آنرا در دمای ۱۹۶- سانتیگراد از کلیواژ به شکست برون بلوره‌ای تغییر می‌دهد و تنش شکست در این دما را شدیداً پایین می‌آورد. پیشنهاد شده است که علت ضعف برون دانه‌ای جدا شدن اکسیژن و جمع شدن آن در مرز دانه‌هاست. این نظر را در مورد آهن با اندازه دانه‌ای ۰/۱۶ میلیمتر (دانه‌ها را مکعبی فرض کنید) مورد بررسی قرار دهید.

شعاع اتم اکسیژن = 0.6 \AA

واژه‌یاب

ب		آ	
۶۶	بارگذاری انفجاری	۲۵۳	آدبباتیک، شکست برشی
۲۰۸	بافت، تشکیل	۱۷۴	آلیاژهای حاوی رسوب
۲۱۲	بافتهای تبلور محدد	۲۱۵	آلیاژهای دو فاز
۲۰۸	بافتهای تغییر شکل		الف
۲۲۹	برشی، پولک	۲۰۰	استحکام
۱۴۶	بلورشناسی دوقلوشدن	۱۷۰	استحکام بخشی
۱۱۹	بلورشناسی لغزش	۲۰۰	استحکام، تأثیر اندازه دانه روی
	پ	۲۱۸	استحکام بخشی انتشاری
۵۰	پارامتر زتر- هولومن	۲۱۸	استحکام بخشی با الیاف
۲۲۹	پولک برشی	۲۱۹	استحکام بخشی با رسوب
۹۲	پیچش گرم	۲۱۵	استحکام بخشی با فاز دوم
۸۰	پیچشی لوله‌های حدار نازک	۲۲۵، ۲۲۳	استحکام کششی مطلوب
۸۱	پیچش میله‌های تریر	۲۱۸	الیاف، تقویت با
۲۳۲، ۲۴۶، ۲۴۷، ۲۷۲	پیشرفت ترک	۲۲۸	انتشاری، تقویت
۸۶	تاثیر دما روی خواص پیچشی	۲۰۱	اندازه دانه، تاثیر روی تنش تسلیم
۳۰	تاثیر دما روی خواص کششی	۷	انتقال رفتار
۲۱۲	تبلور محدد، بافتهای	۶۶	انفجاری، بارگذاری
۲۳۴	ترک، انواع	۲۰	ایجاد گردنه

	ح	۲۳۲ و ۲۴۶ و ۲۴۷ و ۲۷۲	ترک، پیشرفت
۳۰۷	حساسیت به نرخ کرنش	۲۳۶	ترک کشسان
	خ	۲۳۹	ترک کلیواژ
۲۶۱	خستگی، سخت شونده‌گی کرنشی هنگام	۲۱۸	تقویت انتشاری
۲۵۵	خستگی، شکست در اثر	۲۱۸	تقویت با الیاف
۸۶	خواص پیچشی، تاثیر دما روی	۲۱۲	تغییر شکل، بافت‌های
۳۰	خواص کششی، تاثیر دما روی	۲۱۸	تغییر شکل، تاثیر جزء حجمی روی
	د	۱۸۲	تغییر شکل، تاثیر مرزدانه روی
۱۷۲	دما، تاثیر روی تنش سربدن آسان	۲۱۵	تغییر شکل آلیاژهای دوفازه
۱۵۸	دما، تاثیر روی تنش سیلان	۱۷۹ و ۱۹۲	تغییر شکل چند بلورها
۱۵۷	دما، تاثیر روی منحنیهای تنش-کرنش	۱۸۴	تغییر شکل چهار بلورها
۲۵۰	دمای بالا، شکست در	۱۴۴	تغییر شکل در اثر دوقلوشدن
۱۷۹	دوبلور، تغییر شکل	۱۱۹	تغییر شکل در اثر لغزش
۱۷۶	دوبلور کاملاً محصور	۲۰۱	تنش تسلیم، تاثیر اندازه دانه روی
۱۸۰	دوبلور هم محور	۱۷۵	تنش تسلیم، تاثیر رسوب روی
	دوبلورها، منحنی تنش-کرنش	۱۵	تنش حقیقی
۱۸۸	دوبلورهای h.c.p	۱۵۸	تنش سیلان، تاثیر دما روی
۱۵۱، ۱۴۴	دوقلوشدن	۱۸۷	تنش-کرنش دوبلورها
۱۴۶	دوقلوشدن، بلورشناسی	۱	تنش، مفهوم
۱۴۴	دوقلوشدن، تغییر شکل در اثر	۹۹	تنش، مولفه‌های
۱۵۰	دوقلوشدن، تنش لازم برای	۱۰۰	تنشهای اصلی
	ر		ج
۲۰۷، ۲۰۰	رابطه‌ها - پیچ	۲۱۸	جزء حجمی، تاثیر روی تغییر شکل
۶۸	رابطه‌ها هوگونیوت	۲۲۸ و ۲۴۳ و ۲۶۸	حوانه‌زنی
۱۷۵	رسوب، تاثیر روی تنش تسلیم	۲۱۴	جهت نورد
۲۱۹	رسوبی، استحکام بخشی		چ
۴	رفتار کشسان	۱۸۳	چند بلور، انواع
۱۴	رفتار مومسان	۱۷۹	چند بلورها، تغییر شکل
	ز	۱۸۴	چهار بلور
۵۰	زنر - هولومن، پارامتر	۱۸۴	چهار بلور، تغییر شکل

۲۸۵			واژه‌یاب
			س
۱۴	کرنشی، سخت شدن		ساختار، تغییر حین خستگی
۴	کشسان، رفتار	۱۶۱	سخت شدن کرنشی
۲۲۷	کلیواژ	۱۴	سخت شونده‌گی کرنشی هنگام خستگی
۲۳۹	کلیواژ، ترک	۲۶۱	سریدن آسان
۲۲۷	کلیواژ، صفحه	۱۵۳	سریدن آسان، تاثیر دما روی
۲۱	کنسیدره، روش ترسیمی	۱۷۲	سریدن مدادی
	گ	۱۹۳	سیلان پایدار
۲۰	گردنه	۳۹	سیلان دندان‌های
	ل	۴۶	
	لغزش		ش
۱۱۹	لغزش، بلورشناسی	۲۵۳	شکست برشی آدیاباتیک
۱۱۹	لغزش، تغییر شکل در اثر	۲۲۷	شکست ترد
۱۳۶	لودرز، نوار	۲۵۵	شکست در اثر خستگی
۱۱		۲۵۰	شکست در دمای بالا
	م		شکست شکل پذیر
۲۸	ماشینهای آزمایش کشش، ویژگیهای	۲۴۳	شکست شکل پذیر، انواع
۲۷۴	مراحل پیشرفت ترک	۲۴۴	
۱۸۲	مرزدانه، تاثیر روی تغییر شکل		ص
	منحنیهای تنش حقیقی - کرنش حقیقی	۱۰۰	صفحات اصلی
۱۶۲، ۱۵	منحنیهای تنش - کرنش	۲۲۷	صفحه کلیواژ
	منحنیهای تنش - کرنش،		ف
۱۶۷، ۱۵۷	تاثیر دما روی	۲۱۵	فاز دوم، استحکام بخشی با
	منحنیهای تنش - کرنش -	۵۹	فشار، آزمایش
۱۶۵	بلورهای	۳۹	فوق مومسانی
۹۹	مولفه‌های تنش		ق
۱۰۱	مولفه‌های کرنش		
۱۴	مومسان، رفتار		ک
۲۰	مومسان، ناپایداری	۳۷	کرنش، حساسیت به نرخ
	ن	۳	کرنش، مفهوم
۲۰	ناپایداری مومسان	۱۰۱	کرنش، مولفه‌های
۲۴	نرمش	۱۵	کرنش حقیقی

	ه	۱۲۸،۷	نقاط تسلیم
۲۰۷،۲۰۰	هال - پیج، رابطه	۱۶۱	نقص ایستگی، انرژی
۱۳۶	هندسه لغزش	۱۱	نوار لودرز
۱۰۴،۵	هوک، قانون		و
۶۸	هوکونیت، رابطه	۲۸	ویژگیهای ماشینهای آزمایش کشش

فهرست مقالات

- Adams, M. A., Roberts, A. C., and Smallman, R. E. (1960), *Acta Met.*, 8, 828.
- Alden, T. H. (1962a), *Acta Met.*, 10, 653.
- Alden, T. H. (1962b), *Trans. Met. Soc. AIME*, 224, 1287.
- Alden, T. H. (1963), *Acta Met.*, 11, 791.
- Alder, J. F. and Phillips, V. A. (1954~55), *J. Inst. Metals*, 83, 80.
- Alers, G. A., Armstrong, R. W., and Bechtold, J. H. (1958), *Trans. Met. Soc. AIME*, 212, 523.
- Andrade, E. N. da C., and Aboav, D. A. (1957), *Proc. Roy. Soc.*, A 240, 304.
- Armstrong, R., Codd, I., Douthwaite, R. M., and Petch, N. J. (1962), *Phil. Mag.*, 7, 45.
- Arnold, R. R., and Parker, R. J. (1959~60), *J. Inst. Metals*, 88, 255.
- Avery, D. H., and Backofen, W. A. (1963), *Fracture of Solids*. (New York: John Wiley), p. 339.
- Avery, D. H., and Backofen, W. A. (1965), *Trans. Am. Soc. Metals*, 58, 551.
- Backofen, W. A. (1959), *Fracture*. (New York: John Wiley), p. 435.
- Backofen, W. A., Truner, I. R. and Avery, D. H. (1964), *Trans. Am. Soc. Metals*, 57, 980.
- Ball, C. J. (1957), *Phil. Mag.*, 2, 1011.
- Ball, C. J. (1959), *J. Iron Steel Inst.*, 191, 232.
- Baron, H. G. (1956), *J. Iron Steel Inst.*, 182, 354.
- Barrett, C. S. (1952), *Structure of Metals* (New York: McGraw-Hill)
- Basinski, Z. S. (1957), *Proc. Roy. Soc.*, A 240, 229.
- Basinski, Z. S. (1959), *Phil. Mag.*, 4, 393.
- Basinski, Z. S. (1960), *Aust. J. Phys.*, 13, 354.
- Basinski, Z. S. (1962), *Electron Microscopy*, Vol. 1 (ed. S. S. Breese). (New York: Academic Press), p. B 13.
- Basinski, Z. S., and Basinski, S. J. (1964), *Phil. Mag.*, 9, 51.
- Basinski, Z. S., and Christian, J. W. (1960), *Aust. J. Phys.*, 13, 299.

- Luteman Manuscript Project. (1955), *Tables of Integra. Transforms*, Vol. 2 (Cal. Inst. Tech.). (New York: McGraw-Hill).
- Lechtold, J. H. (1953), *Trans. AIME*, **197**, 1469.
- Beevers, C. J., and Honeycombe, R. W. K. (1961), *Acta Met.*, **9**, 513.
- Beevers, C. J., and Honeycombe, R. W. K. (1962), *Phil. Mag.*, **7**, 763.
- Bell, R. L., and Bonfield, W. (1964), *Phil. Mag.*, **9**, 9.
- Bell, R. L., and Cahn, R. W. (1957), *J. Inst. Metals*, **86**, 433.
- Bell, R. L., and Cahn, R. W. (1957), *Proc. Roy. Soc.*, **A 239**, 494.
- Benham, P. P. (1961), *J. Inst. Metals*, **89**, 328.
- Benham, P. P., and Ford, H. (1961), *J. Mech. Eng. Sci.*, **3**, 119.
- Beresnev, B. I., Vereshchagin, L. F., Ryabinin, Yu N., and Livshits, L. D. (1963), *Some Problems of Large Plastic Deformation of Metals at High Pressures* (English translation, ed. W. J. McG. Tegart). (Oxford: Pergamon Press).
- Berry, J. P., (1960), *J. Mech. Phys. Solids*, **8**, 194, 207.
- Bilby, B. A., Cottrell, A. H., and Swinden, K. H. (1963), *Proc. Roy. Soc.*, **A 272**, 304.
- Bilby, B. A., Cottrell, A. H., Smith, E., and Swinden, K. H. (1964), *Proc. Roy. Soc.*, **A 279**, 1.
- Bishop, J. F. W., and Hill, R. (1951), *Phil. Mag.*, **42**, 414, 1298.
- Boas, W., and Hargreaves, M. E. (1948), *Proc. Roy. Soc.*, **A 193**, 89.
- Boas, W., and Ogilvie, G. J. (1954), *Acta Met.*, **2**, 491.
- Boček, M., and Kaska, V. (1964), *Phys. Stat. Sol.*, **4**, 325.
- Boček, M., Lukáč, P., and Švábova, M. (1964), *Phys. Stat. Sol.*, **4**, 343.
- Boettner, R. C., (1967), *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**, 1030.
- Bolling, G. F., Hays, L. E., and Wiedersich, H. W. (1962), *Acta Met.*, **10**, 185.
- Bowen, D. K., and Christian, J. W. (1965), *Phil. Mag.*, **12**, 369.
- Bradfield, G., and Pursey, H. (1953), *Phil. Mag.*, **44**, 437.
- Bridgman, P. W. (1944), *Trans. Am. Soc. Metals*, **32**, 553.
- Bridgman, P. W. (1952), *Studies in Large Plastic Flow and Fracture, With Special Emphasis on the Effects of Hydrostatic Pressure*. (New York: McGraw-Hill).
- Brindley, B. J., Corderoy, D. J. H., and Honeycombe, R. W. K. (1962), *Acta Met.*, **10**, 1043.
- Broom, T., Molineux, J. H., and Whittaker, V. N. (1956), *J. Inst. Metals*, **84**, 537.
- Broom, T., and Nicholson, A. (1961), *J. Inst. Metals*, **89**, 183.
- Brown, N. (1961), *Trans. Met. Soc. AIME*, **221**, 236.
- Bullen, F. P., Head, A. K., and Wood, W. A. (1953), *Proc. Roy. Soc.*, **A 216**, 332.
- Bullough, R. (1964), *Phil. Mag.*, **9**, 917.
- Cahn, R. W. (1951), *J. Inst. Metals*, **79**, 129.
- Cahn, R. W. (1953), *Adv. Phys.*, **3**, 363.
- Calnan, E. A., and Clews, C. J. B. (1950), *Phil. Mag.*, **41**, 1085.
- Calnan, E. A., and Clews, C. J. B. (1951), *Ibid.*, **42**, 616, 919.
- Calnan, E. A., and Clews, C. J. B. (1952), *Ibid.*, **43**, 93.
- Campbell, J. D., and Harding, J. (1961), *Response of Metals to High Velocity Deformation*. (New York: Interscience Publishers), p. 51.

- Carreker, R. P. (1957), *Trans. AIME*, **209**, 112.
- Carreker, R. P., and Guard, R. W. (1956), *Trans. Met. Soc. AIME*, **206**, 178.
- Claudhari, P., (1957), *Acta Met.*, **15**, 1777.
- Chin, G. Y., Hosford, W. F., and Backofen, W. A. (1964), *Trans. Met. Soc. AIME*, **230**, 437.
- Cina, B., and Jubb, P. (1959), *J. Iron Steel Inst.*, **193**, 329.
- Clarebrough, L. M. (1950), *Aust. J. Sci. Res.*, **A3**, 72.
- Clarebrough, L. M., and Perger, G. (1952), *Aust. J. Sci. Res.*, **A5**, 114.
- Clarebrough, L. M., Hargreaves, M. E., West, G. W., and Head, A. K. (1957), *Proc. Roy. Soc.*, **A242**, 160.
- Clarebrough, L. M., Hargreaves, M. E., and Loretto, M. H. (1958), *Acta Met.*, **6**, 725.
- Clarebrough, L. M., and Hargreaves, M. E. (1959), *Progress in Materials Science*, Vol. 8. (London: Pergamon Press), p. 1.
- Clark, D. S. (1954), *Trans. Am. Soc. Metals*, **46**, 34.
- Cohen, J. B. (1966), *Advanced Diffraction Methods in Materials Science*. (New York: The Macmillan Company).
- Conrad, H. (1963), *The Relation Between the Structure and Mechanical Properties of Metals*, Vol. II. (London: Her Majesty's Stationery Office), p. 475.
- Cook, M., and Larke, E. C. (1945), *J. Inst. Metals*, **71**, 371.
- Cook, P. M. (1957), *Properties of Materials at High Rates of Strain*. (London: Institute of Mechanical Engineering), p. 86.
- Cottrell, A. H., (1954), *Relation of Properties to Microstructure*. (Cleveland: Am. Soc. Metals), p. 131.
- Cottrell, A. H. (1957), *Properties of Materials at High Rates of Strain*. (London: Institute of Mechanical Engineering), p. 1.
- Cottrell, A. H. (1958), *Trans. Met. Soc. AIME*, **212**, 192.
- Cottrell, A. H. (1963), *The Relation Between the Structure and Mechanical Properties of Metals*, Vol. II. (London: Her Majesty's Stationery Office), p. 455.
- Cottrell, A. H., and Stokes, R. J. (1955), *Proc. Roy. Soc.*, **A233**, 17.
- Cracknell, A., and Petch, N. J. (1955), *Acta Met.*, **3**, 186.
- Cratchley, D., (1965), *Met. Rev.* **10**, (London: Institute of Metals), p. 79.
- Cratchley, D., and Baker, A. A. (1964), *Metallurgia*, **69** (April), 153.
- Davidenkov, N. N., and Spiridonova, N. I. (1946), *Proc. Am. Soc. Testing Mat.*, **46**, 1147.
- De Angelis, R. (1964). Private communication.
- De Angelis, R., and Cohen, J. B. (1965), *Deformation Twinning*. (New York: Gordon and Breach), p. 430.
- Diehl, J. (1956), *Z. Metallk.*, **47**, 331.
- Dillamore, I. L., and Roberts, W. J. (1964), *Acta Met.*, **12**, 281.
- Dillamore, I. L., and Smallman, R. E. (1965), *Phil. Mag.*, **12**, 191.
- Dillamore, I. L., Harris, I. R., and Smallman, R. E. (1964a), *Acta Met.*, **12**, 155.
- Dillamore, I. L., Smallman, R. E., and Roberts, W. T. (1964b), *Phil. Mag.*, **9**, 517.
- Dohi, S. (1959), *J. Sci. Hiroshima Univ.*, **A23**, 49.

- Dohi, S., and Yamashita, T. (1958), *J. Sci. Hiroshima Univ.*, **A22**, 238.
- Edelson, B. I., and Baldwin, W. M. (1962), *Trans. Am. Soc. Metals*, **55**, 230.
- Elbaum, C. (1960), *Trans. Met. Soc. AIME*, **218**, 444.
- Erasmus, L. A. (1964), *J. Iron Steel Inst.*, **202**, 128.
- Eshelby, J. D., Frank, F. C., and Nabarro, F. R. N. (1951), *Phil. Mag.*, **42**, 351.
- Faupel, J. H., and Marin, J. (1951), *Trans. Am. Soc. Metals*, **43**, 993.
- Fegredo, D. M., and Greenough, G. B. (1958~59), *J. Inst. Metals*, **87**, 1.
- Fields, D. S., and Backofen, W. A. (1957), *Proc. Am. Soc. Testing Mat.*, **57**, 1259.
- Fields, D. S. (1965), *IBM J. Res. Dev.* **9**, 134.
- Fine, M. E. (1952), *Am. Soc. Testing Mat. Bull.*, **181**(April), 20.
- Fine, M. E., and Kenney, N. T. (1952), *J. Metals*, **4** (2), 151.
- Fink, K., Lueg, W., and Burger, G. (1955), *Archiv f. Eisenhüttenwesen*, **26**, 655.
- Fisher, J. (1955), *Trans. Am. Soc. Metals*, **47**, 451.
- Fleischer, R. L., and Hibbard, W. R. (1963), *The Relation Between Structure and Mechanical Properties of Metals*, Vol. I. (London: Her Majesty's Stationery Office), p. 261.
- Fleischer, R. L., and Chalmers, B. (1958), *J. Mech. Phys. Solids*, **6**, 307.
- Fleischer, R. L., and Hosford, W. F. (1961), *Trans. Met. Soc. AIME*, **221**, 244.
- Floreen, S. (1967), *Scripta Met.*, **1**, 19.
- Forsyth, P. J. E. (1963), *Acta Met.*, **11**, 703.
- Fourie, J. T., and Murphy, R. J. (1962), *Phil. Mag.*, **7**, 1617.
- Franklin, A. G., and Tegart, W. J. McG. (1964), *J. Iron Steel Inst.*, **202**, 588.
- Friedel, J. (1959), *Fracture*. (New York: John Wiley), p. 498.
- Garofalo, F. (1965), *Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals*. (New York: The Macmillan Company).
- Garstone, J., and Honeycombe, R. W. K. (1957), *Distortions and Mechanical Properties of Crystals*. (New York: John Wiley), p. 391.
- Gillis, P. P. and Gilman, J. J., (1965), *J. Appl. Phys.*, **36**, 3370, 3380.
- Gillis, P. P., (1965), *Applied Polymer Symposia No. 1*, **1**.
- Gilman, J. J. (1953), *Acta Met.*, **1**, 426.
- Gilman, J. J. (1958), *Trans. Met. Soc. AIME*, **212**, 783.
- Gilman, J. J. (1959), *Fracture*. (New York: John Wiley), p. 193.
- Gilman, J. J. (1960), *Aust. J. Phys.*, **13**, 327.
- Gilman, J. J. (1965), *J. Appl. Phys.*, **36**, 3195.
- Gittus, J. H. (1963), *Uranium*. (London: Butterworth).
- Green, A. G., and Sawkill, J. (1961), *J. Nucl. Mater.*, **3**, 101.
- Greenwood, G. W. and Johnson, R. H. (1965), *Proc. Roy. Soc.*, **A283**, 403.
- Griffith, A. A. (1920), *Phil. Trans. Roy. Soc.*, **221**, 163.
- Grosskreutz, J. C. (1962), *J. Appl. Phys.*, **33**, 1787.
- Grosskreutz, J. C., and Waldow, P. (1963), *Acta Met.*, **11**, 717.
- Groves, G. W., and Kelly, A. (1963), *Phil. Mag.*, **8**, 877.
- Haasen, P. (1958), *Phil. Mag.*, **3**, 384.
- Hahn, G. (1962), *Acta Met.*, **10**, 727.
- Hahn, G., Averbach, B. L., Owen, W. S., and Cohen, M. 1959, *Fracture* (New York:

- John Wiley), p. 91.
- Hall, E. O. (1951), *Proc. Phys. Soc.*, **B64**, 747.
- Ham, R. K. and Jaffrey, D., (1967), *Phil. Mag.*, **15**, 247.
- Hardwick, D., and Tegart, W. J. McG. (1961~62), *J. Inst. Metals*, **90**, 17.
- Hardwick, D., and Tegart, W. J. McG. (1962), *Mem. Sci. Rev. Met.*, **58**, 869.
- Harris, B. (1963), *J. Inst. Metals*, **92**, 89.
- Hauser, F. E., and Chalmers, B. (1961), *Acta Met.*, **9**, 802.
- Hauser, F. E., Landon, P. R., and Dorn, J. E. (1956), *Trans. AIME*, **206**, 589.
- Hauser, F. E., Landon, P. R., and Dorn, J. E. (1956), *Trans. Am. Soc. Metals*, **48**, 986.
- Hauser, F. E., Starr, C. D., Tietz, L. S., and Dorn, J. E. (1955), *Trans. Am. Soc. Metals*, **47**, 102.
- Hauser, F. E., Simmons, J. A., and Dorn, J. E. (1961), *Response of Metals to High Velocity Deformation*. (New York: Interscience Publishers), p. 77.
- Hauser, J. J., and Jackson, K. A. (1961), *Acta Met.*, **9**, 1.
- Hendrickson, A. A., and Fine, M. E. (1961), *Trans. Met. Soc. AIME*, **221**, 103, 967.
- Hirsch, P. B., and Steeds, J. (1963), *The Relation Between Structure and Mechanical Properties of Metals*, Vol. I. (London: Her Majesty's Stationery Office), p. 48.
- Hirsch, P. B., and Warrington, D. H. (1961), *Phil. Mag.*, **6**, 735.
- Hirsch, P. B., Partridge, P. G., and Segall, R. L. (1959), *Phil. Mag.*, **4**, 721.
- Hockett, J. E. (1959), *Proc. Am. Soc. Testing Mat.*, **59**, 1309.
- Hodierne, F. A. (1962~63), *J. Inst. Metals*, **91**, 267.
- Holt, D. L. and Backofen, W. A. (1966), *Trans. Am. Soc. Metals*, **59**, 755.
- Honeycombe, R. W. K. (1951), *J. Inst. Metals*, **80**, 49.
- Hornbogen, E. (1963), *Trans. Am. Soc. Metals*, **56**, 11.
- Howe, S., and Elbaum, C. (1961), *Phil. Mag.*, **6**, 37.
- Howe, S., Liebmann, B., and Lücke, K. (1961), *Acta Met.*, **9**, 625.
- Hughes, D. E. R. (1952), *J. Iron Steel Inst.*, **170**, 214.
- Hull, D. (1957~58), *J. Inst. Metals*, **86**, 425.
- Hull, D. (1963), *Fracture of Solids*. (New York: John Wiley), p. 417.
- Huntington, H. B. (1958). *Solid State Physics*, Vol. 7, (New York: Academic Press), p. 213.
- Hutchinson, M. M. (1963), *Phil. Mag.*, **8**, 121.
- Jaoul, B. (1961), *J. Mech. Phys. Solids*, **9**, 69.
- Jaoul, B., and Gonzalez, D. (1961), *Mem. Sci. Rev. Met.*, **58**, 81.
- Jillson, D. C. (1950), *Trans. AIME*, **188**, 1129.
- Johnson, R. F. and Murray, J. D. (1967), *High Temperature Properties of Steels*, Publication 97, (London: The Iron and Steel Institute), p. 79.
- Johnston, W. G. and Gilman, J. J., (1959), *J. Appl. Phys.*, **30**, 129.
- Johnston, W. G. (1962), *J. Appl. Phys.*, **33**, 2716.
- Jonas, J. J., Sellars, C. M. and Tegart, W. J. McG., (1969). *Met. Reviews*, **14**, 1.
- Karnop, R., and Sachs, G. (1927), *Z. Physik*, **42**, 283.

- Keh, A. S. (1965), *Phil. Mag.*, **12**, 9.
- Kelly, A. (1956), *Phil. Mag.*, **1**, 835.
- Kelly, A. (1958), *Phil. Mag.*, **3**, 1472.
- Kelly, A., and Davies, G. J. (1965), *Met. Rev.*, **10**, (London: Institute of Metals), p. 1.
- Kemsley, D. S. (1956~57 a), *J. Inst. Metals*, **85**, 417.
- Kemsley, D. S. (1956~57 b), *Ibid.*, **85**, 420.
- Kinoshita, S., Wray, P. J. and Horne, G. T., (1965), *Trans. Met. Soc. AIME*, **233**, 1902.
- Kocks, U. F. (1958), *Acta Met.*, **6**, 85.
- Koppenaar, T. J. (1963), *Acta Met.*, **11**, 537.
- Koppenaar, T. J., and Fine, M. E. (1961), *Trans. Met. Soc. AIME*, **221**, 1178.
- Koppenaar, T. J., and Fine, M. E. (1962), *Trans. Met. Soc. AIME*, **224**, 347.
- Köster, W. (1948), *Z. Metallk.*, **39**, 145.
- Köster, W., and Rauscher, W. (1948), *Z. Metallk.*, **39**, 111.
- Köster, W., and Franz, H. (1961), *Met. Rev.* **6**, (London: Institute of Metals), p. 1.
- Kratochvilová, N., and Šesták, B. (1964), *Phys. Stat. Sol.*, **5**, 343.
- Laird, C., and Smith, G. C. (1962), *Phil. Mag.*, **7**, 847.
- Leslie, W. C., Hornbogen, E., and Dieter, G. E. (1962), *J. Iron Steel Inst.*, **200**, 622.
- Levine, E. D., Kaufman, D. F., and Aronin, L. R. (1964), *Trans. Met. Soc. AIME*, **230**, 260.
- Levy, J. C., and Sinclair, G. M. (1955), *Proc. Am. Soc. Testing Mat.*, **55**, 866.
- Levy, J. C., and Kanitkar, S. L. (1961), *J. Iron Steel Inst.*, **197**, 296.
- Lewis, G. L., and Tegart, W. J. McG. (1963~64), *J. Inst. Metals*, **92**, 249.
- Li, J. C. (1963), *Trans. Met. Soc. AIME*, **227**, 2391.
- Lindley, T. C., and Smallman, R. E. (1963), *Acta Met.*, **5**, 1322.
- Lipsitt, H. A., and Horne, G. T. (1957), *Proc. Am. Soc. Testing Mat.*, **57**, 587.
- Lipsitt, H. A., and Wang, D. Y. (1961), *Trans. Met. Soc. AIME*, **221**, 918.
- Livingston, J. D., and Chalmers, B. (1957), *Acta Met.*, **5**, 1322.
- Low, J. R. (1956), *Deformation and Flow of Solids* (I. U. T. A. M.). (Berlin: Springer Verlag), p. 60.
- Low, J. R. (1963), *Fracture of Solids*. (New York: John Wiley), p. 197.
- Lücke, K. (1963), *The Relation Between Structure and the Mechanical Properties of Metals*, Vol. I. (London: Her Majesty's Stationery Office), p. 99.
- Lücke, K., Masing, G., and Schröder, K. (1955), *Z. Metallk.*, **46**, 792.
- MacCrone, R. K., McCammon, R. D., and Rosenberg, H. M. (1959), *Phil. Mag.*, **4**, 267.
- MacDonald, R. J., Carlson, R. L., and Lankford, W. T. (1956), *Proc. Am. Soc. Testing Mat.*, **56**, 704.
- Macherauch, E., and Munz, D. (1963), *Phys. Stat. Sol.*, **3**, 2357.
- Malvern, L. E. (1951), *J. Appl. Mech.*, **18**, 203.
- Manjoine, M. J. (1944), *J. Appl. Mech.*, **11**, A211.
- Marcinkowski, M. J., and Lipsitt, H. A. (1962), *Acta Met.*, **10**, 95.

- Marshall, E. R., and Shaw, M. C. (1952), *Trans. Am. Soc. Metals*, **44**, 705.
- Masing, G., and Schröder, K. (1955), *Z. Metallk.*, **46**, 860.
- McCummon, R. D., and Rosenberg, H. M. (1957), *Proc. Roy. Soc.*, **A 242**, 203.
- McEvily, A. J., and Boettner, R. C. (1963), *Acta Met.*, **11**, 725.
- McLean, D. (1952~53), *J. Inst. Metals*, **81**, 121.
- Mitchell, T. E., and Thornton, P. R. (1963), *Phil. Mag.*, **8**, 1127.
- Mitchell, T. E., Foxall, R. A., and Hirsch, P. B. (1963), *Phil. Mag.*, **8**, 1895.
- Moore, A. J. W. (1952), *Proc. Phys. Soc.*, **B55**, 956.
- Moore, A. J. W. (1955), *Acta Met.*, **3**, 163.
- Mordike, B. L. (1961), *Z. Metallk.*, **52**, 587.
- Mote, J. D., and Dorn, J. E. (1960), *Trans. Met. Soc. AIME*, **218**, 491.
- Muskelishvili, N. I. (1953), *Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity*. (Groningen: Noordhoff).
- Nadai, A. (1950), *Theory of Flow and Fracture of Solids*, Vol. I (New York: McGraw-Hill), p. 349.
- Nadai, A. (1963), *Ibid.*, Vol. II, p. 33.
- Nadai, A., and Manjoine, M. G. (1940), *Proc. Am. Soc. Testing Mat.*, **40**, 822.
- Nadai, A., and Manjoine, M. G. (1941), *J. Appl. Mech.*, **8**, A77.
- Ogilvie, G. J. (1952~53), *J. Inst. Metals*, **81**, 491.
- Ormerod, H., and Tegart, W. J. McG. (1960~61), *J. Inst. Metals*, **89**, 94.
- Orowan, E. (1942), *Nature*, **149**, 643.
- Orowan, E. (1948~59), *Rep. Prog. Phys.*, **12**, 185.
- Parker, E. R., Davis, H. E., and Flanigan, A. E. (1946), *Proc. Am. Soc. Testing Mat.*, **46**, 1159.
- Parker, E. R., and Washburn, J. (1953), *Modern Research Techniques in Physical Metallurgy*. (Ohio: American Society of Metals), p. 186.
- Petch, N. J. (1953), *J. Iron Steel Inst.*, **173**, 25.
- Petch, N. J. (1956), *Phil. Mag.*, **1**, 186.
- Plateau, J., Henry, G., and Crussard, C. (1957), *Rev. Met.*, **54**, 200.
- Polakowski, N. H. (1949), *J. Iron Steel Inst.*, **163**, 250.
- Porter, J., and Levy, J. C. (1960), *J. Inst. Metals*, **89**, 86.
- Price, P. B. (1961), *Phil. Mag.*, **6**, 449.
- Price, R. J., and Kelly, A. (1964), *Acta Met.*, **12**, 159.
- Puttick, K. (1959), *Phil. Mag.*, **4**, 964.
- Reed-Hill, R. E., and Robertson, W. D. (1957), *Trans. AIME*, **209**, 496.
- Rees, W. P., and Hopkins, B. E. (1952), *J. Iron Steel Inst.*, **172**, 403.
- Reuss, A. (1929), *Z. Angew. Math. Mech.*, **9**, 55.
- Reynolds, R. A., and Tegart, W. J. McG. (1962), *J. Iron Steel Inst.*, **200**, 1044.
- Rice, M. H., McQueen, R. G., and Walsh, J. M. (1958), *Solid State Physics*, vol. 6. (New York: Academic Press), p. 1.
- Richards, T. L. (1962), *Rheologica Acta*, **2** (1), 1.
- Robbins, J. L., Shephard, O. C., and Sherby, O. D. (1964), *J. Iron Steel Inst.*, **202**, 804.
- Roberson, J. A., and Grosskreutz, J. C. (1963), *Acta Met.*, **11**, 795.

- Roberts, J. M., and Brown, N. (1960), *Trans. Met. Soc. AIME*, **218**, 498.
- Roberts, D. K., and Wells, A. A. (1954), *Engineering*, **178**, 820.
- Rogers, J. C. 1960, *Trans. Met. Soc. AIME*, **218**, 498.
- Rosbaud, P., and Schmid, E. (1925), *Z. Physik.*, **32**, 197.
- Rossard, C., and Blain, P. (1958), *Rev. Met.*, **55**, 573.
- Rossard, C., and Blain, P. (1959), *Ibid.*, **56**, 285.
- Rossard, C., and Blain, P. (1962), *Ibid.*, **59**, 223.
- Russell, B., (1963), *Phil. Mag.*, **8**, 615.
- Sachs, G. (1928), *Z. Verein. Deutsch. Ing.*, **72**, 734.
- Schadler, H. W. (1960), *Trans. Met. Soc. AIME*, **218**, 499.
- Schmid, E., and Siebel, G. (1931), *Z. Elektrochem.*, **37**, 447.
- Seeger, A. (1957), *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals*. (New York: John Wiley), p. 243.
- Seeger, A. (1963), *The Relation Between Structure and the Mechanical Properties of Metals*. (London: Her Majesty's Stationery Office), p. 3.
- Seeger, A., and Trauble, H. (1960), *Z. Metallk.*, **51**, 435.
- Segall, R. L. (1962), *Conference on Impact of Transmission Electron Microscopy on Theories of Strength of Crystals*. (New York: Interscience), p. 515.
- Segall, R. L., and Finney, J. M. (1963), *Acta Met.*, **11**, 685.
- Segall, R. L., and Partridge, P. G. (1959), *Phil. Mag.*, **4**, 912.
- Segall, R. L., Partridge, P. G., and Hirsch, P. B. (1961), *Phil. Mag.*, **6**, 1491.
- Sellars, C. M. and Tegart, W. J. McG., (1966), *Mém. Sci. Rev. Mét.* **63**, 731.
- Servi, I. S., Norton, J. T., and Grant, N. J. (1952), *Trans. AIME*, **194**, 965.
- Smallman, R. E., and Green, D. (1964), *Acta Met.*, **12**, 145.
- Smith, R. L., Spangler, G., and Brick, R. M. (1954), *Trans. Am. Soc. Metals*, **46**, 973.
- Smith, E., and Worthington, P. J. (1964), *Phil. Mag.*, **9**, 211.
- Smith, E. and Barnby, J. T., (1967), *Met. Sci. J.*, **1**, 56.
- Snowden, K. U. (1963), *Acta Met.*, **11**, 675.
- Speight, M. and Harris, J. E., (1967), *Met. Sci. J.*, **1**, 83.
- Starr, C. D., Shaw, R. B., and Dorn, J. E. (1954), *Trans. Am. Soc. Metals*, **46**, 1075.
- Stang, A. H., Greenspan, M., and Newman, S. B. (1946), *J. Res. Natl. Bur. Std.*, **37**, 211.
- Stoloff, N., and Gensamer, M. (1962), *Trans. Met. Soc. AIME*, **224**, 732.
- Stokes, R. J., Johnston, T. L., and Li, C. H. (1958), *Phil. Mag.*, **3**, 718.
- Suits, J. C., and Chalmers, B. (1961), *Acta Met.*, **8**, 854.
- Taylor, G. I. (1938), *J. Inst. Metals*, **62**, 307.
- Taylor, G. I. (1956), *Deformation and Flow of Solids* (I. U. T. A. M.). (Berlin: Springer Verlag), p. 3.
- Taylor, D. B. C., and Malvern, L. E. (1961), *Response of Metals to High Velocity Deformation*. (New York: Interscience), p. 77.
- Tegart, W. J. McG. (1960~61), *J. Inst. Metals*, **89**, 215.
- Tegart, W. J. McG. (1962~63), *Ibid.*, **91**, 99.

- Tegart, W. J. McG. (1964), *Phil. Mag.*, **9**, 339.
- Tegart, W. J. McG., (1968), *Ductility*. (Metals Park, Ohio: Am. Soc. Metals), p. 133.
- Theocaris, R. S., and Koroneos, E. (1963), *Phil. Mag.*, **8**, 1871.
- Thomas, D. A., and Averbach, B. L. (1959), *Acta Met.*, **7**, 69.
- Thompson, N., Wadsworth, N., and Louat, N. (1956), *Phil. Mag.*, **1**, 113.
- Thomson, R. F. (1963), *Trans. Am. Soc. Metals*, **56**, 802.
- Thornton, P. R., and Hirsch, P. B. (1958), *Phil. Mag.*, **3**, 738.
- Thornton, P. R., Mitchell, T. E., and Hirsch, P. B. (1962), *Phil. Mag.*, **7**, 1349.
- Titchener, A. L., and Bever, M. B. (1958), *Prog. Met. Phys.*, **7**, (London: Pergamon Press), p. 247.
- Trozera, T. A. (1963), *Trans. Am. Soc. Metals*, **56**, 780.
- Trozera, T. A., Sherby, O. D., and Dorn, J. E. (1957), *Trans. Am. Soc. Metals*, **49**, 173.
- Turkalo, A. (1960), *Acta Met.*, **218**, 24.
- Underwood, E. E., (1962), *J. Metals*, **4**, 914.
- Vogel, F. L., and Brick, R. M. (1953), *Trans. AIME*, **197**, 700.
- Voigt, W. (1928), *Lehrbuch der Kristallphysik*. (Leipzig: Teubner), p. 716.
- Von Karman, Th., and Duwez, P. E. (1950), *J. Appl. Phys.*, **21**, 987.
- Von Mises, R. (1928), *Z. Angew. Math. Mech.*, **8**, 161.
- Waddington, J. S., (1968), *Phil. Mag.*, **17**, 51.
- Weertman, J. and Weertman, J. R., (1964), *Elementary Dislocation Theory*. (New York: The Macmillan Company).
- Weertman, J. (1964), *Bull. Seism. Soc. Am.*, **54**, 1035.
- Weertman, J. (1966), *Proc. 1st Intr. Conf. on Fracture*. (Sendai: Japan Soc. Strength and Fracture of Materials), p. 153.
- Wessel, E. T. (1957), *Trans. Am. Soc. Metals*, **49**, 149.
- Wiedersich, H., (1964), *J. Metals*, **16**, 425.
- Williams, J. A., (1967), *Phil. Mag.*, **15**, 1289.
- Wilson, D. V., and Chapman, J. A. (1963), *Phil. Mag.*, **8**, 1543.
- Wood, W. A. (1959), *Fracture*. (New York: John Wiley), p. 412.
- Work, C. E., and Dolan, T. J. (1953), *Proc. Am. Soc. Testing Mat.*, **53**, 611.
- Wronski, A. S., and Johnson, A. A. (1962), *Phil. Mag.*, **7**, 213.
- Young, F. W. (1963), *J. Phys. Soc. Japan*, **18**, Supplement I, 1.
- Yoshinaga, H., and Horiuchi, R. (1962), *Trans. Japan Inst. Metals*, **3**, 220.
- Zener, C. (1948), *Fracturing of Metals*. (Ohio: American Society of Metals), p. 3.
- Zener, C., and Hollomon, J. H. (1944), *Trans. Am. Soc. Metals*, **32**, 111.
- Zener, C., and Hollomon, J. H. (1944), *J. Appl. Phys.*, **15**, 22.
- Zukas, E. G., and McQueen, R. G. (1961), *Trans. Met. Soc. AIME*, **221**, 412.



Ferdowsi University of Mashhad

Publication No: 100

ELEMENTS
OF
MECHANICAL METALLURGY

W.J . McGregor Tegart

Translated by :

A. Haerian

Ferdowsi University Press

1988