

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان
مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



Kinetics of martensite transformations in steels

سینتیک استحاله های مارتنزیتی در فولادها

ترجمه و تدوین :

گروه ترجمه سایت ایران مواد

تنها مرکز تخصصی ترجمه متون مهندسی مواد

متالورژی، سرامیک، جوش، نانو، بایو

Iran-mavad.com/trans

trans@iran-mavad.com

09014745944

سینتیک استحاله های مارتنزیتی در فولادها

چکیده: مکانیزم تئوری نابجایی و سینتیک استحاله ی مارتنزیتی معیاری را برای پیش بینی پیوند مولکولی حاصل از تغییر شکل پلاستیک فراهم کرد. عملکردی که از کنترل حالت تنش وابسته به رفتار تنش- کرنش صورت گرفت، بهبود قابل توجهی را در شکل پذیری یکنواخت و چقرمگی شکست نرم نشان داد. پیشرفت مداوم چنین علمی احتمالاً نقش اصلی را در سازمان علمی جدید بر پایه طراحی مواد ایفا می کند.

۱.۳ مقدمه

یک استحاله فازی مارتنزیتی را می توان به عنوان تغییرشکل پلاستیک خود به خودی از یک جامد کریستالی در پاسخ به نیروهای شیمیایی داخلی در نظر گرفت. در این صورت، اینکه تئوری نابجایی ها، پس از به هم پیوستن نیروهای تعمیم یافته از ترمودینامیک شیمیایی و فشار های خاص فصل مشترک های کریستالی، مفیدترین اصل برای درک مکانیزم این استحاله ها را ایجاد می کند، عجیب نیست. استحاله های مارتنزیتی به عنوان یک زیرمجموعه از استحاله های حالت جامد جانیشینی/کم نفوذ تعریف شد، که در آن انرژی کرنشی از کنترل های سینتیکی اعوجاج شبکه برشی غالب و مورفولوژی حاصل در طی استحاله رخ می دهد. این چنین استحاله ها در طبیعت اول منظم و نامتجانس هستند، که به وسیله ی گسترش فصل مشترک های نسبتاً تیز پیش می روند. خصوصیات طرح شده، تقریب هایی از تئوری نابجایی الاستیک- خطی متداول را به طور ویژه ای در بر می گیرد، و آن به این دلیل است که کاربرد این تئوری برای استحاله های مارتنزیتی (Cohen و Olson, 1986a) بسیار موفق بوده است.

این خصوصیات یکسان موجب تحرک بالای فصل مشترک های مارتنزیتی براساس کوئچ-سخت کاری فولاد می شود و به طور دقیقی سینماتیک استحاله های قابل تعیین، واکنش آن ها را با تنش اعمالی استفاده شده در کاربردهای تغییرشکل پلاستیک پیش بینی می کند. کاربردهای اخیر، نه تنها فولادهای TRIP (تغییرشکل ناشی از پلاستیسیته) نوین را محدود نمی کند، بلکه باز هم دسته ای از آلیاژهای حافظه دار را پدیدار می کند.

۲.۳ مکانیزم و سینتیک استحاله ی مارتنزینی

کاربرد تئوری جوانه زنی کلاسیک برای استحاله های مارتنزیتی، با استفاده از هر دو تعریف الاستیک- پیوسته و نابجایی - پیوسته از یک جوانه، در همه جا بررسی شد (Cohen و Olson, 1981, 1982, 1986a). این شیوه کلاسیک، انرژی های تغییرشکل جوانه را در طول یک 'پاس' از ساختار معین و اندازه افزایشی مورد

بحث قرار می دهد. ساختار کریستالی جوانه تمایل دارد که از استحاله ای با تغییر شکل کامل ایجاد شود و با فصل مشترک نسبتاً تیز باشد؛ به طور عادی فرض شده که، انرژی فصل مشترک معین، مستقل از اندازه باشد. انرژی فصل مشترک معین γ از یک ذره تمام همدوس، از انرژی جوانه "شیمیایی" تشکیل می شود، در حالی که انرژی فصل مشترک در مورد نیمه همدوس توسط سهم انرژی-الاستیک دامنه-کوتاه غلبه می کند. اگر کرنش تغییر شکل جوانه (IPS) یک کرنش صفحه ای-ثابت است، انرژی کرنشی به ازای حجم ذره برای یک شبه کره جمع شده نازک با شعاع r و ضخامت تقریبی c ، به شکل Kc/r است، که در اینجا K یک ثابت الاستیک است. زمانی که کرنش تغییر شکل از یک کرنش صفحه ای-ثابت دقیق منحرف می شود، یک سهم انرژی کرنشی افزایشی به شکل غیرحساس g_p^{str} از انحرافات در صفحه روبی ذره ناشی می شود. کافمن و کوهن (۱۹۵۸) دریافتند که، انرژی آزاد کلی از یک ذره مارتنزیتی منفرد را بدین گونه می توان توصیف کرد:

$$\Delta G(r,c) = 4/3\pi r^2 K + 2\pi r^2 \gamma \quad [1.3]$$

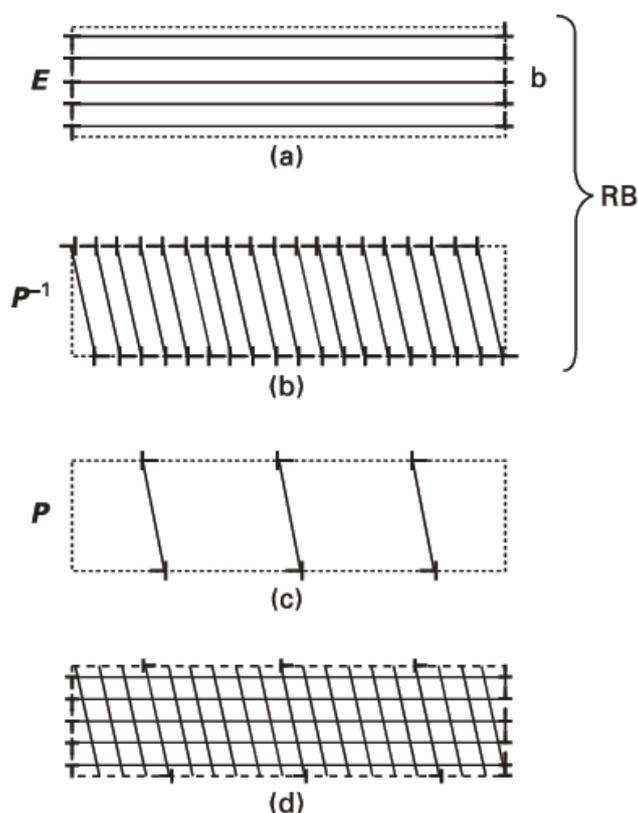
تحت شرایط ترمودینامیکی، که در آن استحاله های رخ داده ی مارتنزیتی معلوم هستند، سد انرژی بحرانی به مراتب خیلی بیشتر از این است که به طور حرارتی برطرف شدنی باشد، و آن می تواند به طور اطمینان بخشی این نتیجه را دهد که جوانه زایی همگن کلاسیک ممکن نیست.

در یک کریستال ناقص، برهم کنش نقص در واقع می تواند انرژی جوانه کلاسیک را تغییر دهد به طوری که سد انرژی آزاد برای جوانه زنی ناهمگن به طور عمده ای نسبت به مورد همگن کاهش می یابد. سازگاری با مشخصه بارز انرژی کرنشی استحاله های مارتنزیتی، که به طور کلی مهم ترین برهم کنش در جوانه زایی مارتنزیتی ناهمگن پنداشته می شود، همراه با میدان تنشی نقص است. اکنون به خوبی با محاسبات کمی اثبات شد که جوانه زنی کلاسیک از طریق چنین برهم کنشی در محل های جوانه زایی ناهمگن که به طور تجربی مشاهده شد، در واقع کاملاً محتمل است. در حالی که این برهم کنش می تواند با روش های الاستیک پیوسته متداول توصیف شود، تعریف نابجایی ناپیوسته معادل از لحاظ ساختاری بر حسب یک فرایند تجزیه نقص مستقیماً بیشتر منجر به رفتار ذاتی می شود، و در حقیقت این روش از طریق اولین تئوری قابل دوام جوانه زنی مارتنزیتی ناهمگن گسترش یافت (Cohen و Olson، 1976a، 1976b).

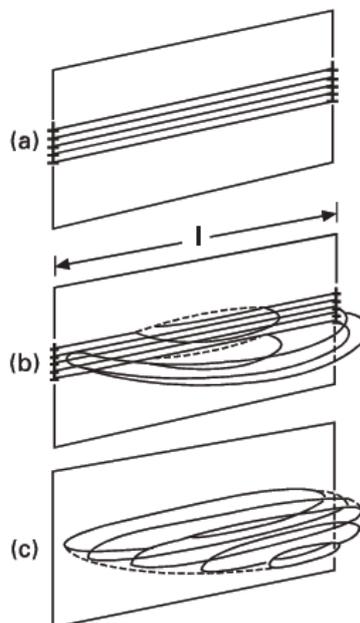
۳.۲.۱ جوانه زنی ناهمگن با تفکیک نقص

برای ساختار فصل مشترک یک جوانه مارتنزیتی کلاسیک تعریف تفکیک نقص از شکل ۳.۱ اتخاذ شد، میدان تنشی با دامنه زیاد و مقدار انرژی کرنشی جوانه از آرایه ی نابجایی های "همدوس" دگرگونی که روی صفحات کریستالی در یک زاویه سطحی با رشد جوانه قرار گرفته، ناشی می شود، همانطور که به صورت شماتیکی

در شکل ۱.۳ (a) بیان شده است. به طور واضح اگر آرایه نابجایی شبکه از تفکیک یک عیب موجود ناشی شود، سد انرژی آزاد برای جوانه زنی به طور وسیعی کاهش می یابد. یک مدل عیب مناسب برای این منظور عیب مرز بیرونی است که با آرایه ی نابجایی فصل مشترک "اضافی" در شکل ۲.۳ (a) بیان شده است، و در یک مرزدانه موجود یا مرز فاز میانی وجود دارد. این عیب طول و ارتفاع محدودی دارد، و مقدار بردار برگرز شبکه، صعود به یک میدان تنشی که از لحاظ دامنه تغییرات با طول L آن ها قابل مقایسه است را بیان می کند. تشکیل جوانه با تجزیه این عیب در شکل های ۲.۳ (b) و (c) نشان داده شد. حرکت فصل مشترک، مانند ذره ای عمل می کند که شامل هر دو حرکت آرایه از شکل ۱.۳ (a) است، همانطور که در شکل ۲.۳ (b) نیز مشهود است، و تشکیل پی در پی حلقه های ناپیوسته در شکل های ۱.۳ (b) و (c)، تحت نیروی حرکتی ترمودینامیکی فعال با شکل ۲.۳ (c) بیان می شود.



۱.۳ مدل نابجایی ناپیوسته از فصل مشترک مارتنزیتی: (a) نابجایی های "کوهیرنسی" دگرگونی، کرنش E را به شکل ماکروسکوپی تولید می کند؛ (b) نابجایی های همدوس P^{-1} برشی مکمل را تولید می کند؛ (c) نابجایی های ناهمدوس P تغییر شکل یکسان شبکه را تولید می کند؛ (d) ساختار فصل مشترک کل (اولسون و کوهن، ۱۹۸۱).



۳.۲ جوانه زنی مارتنزیتی ناهمگن با تفکیک عیب : (a) عیب جوانه زا ؛ (b) تفکیک با تولید نابجایی های همدوس فصل مشترک شکل ۳.۱ (a) در صفحات افقی ؛ (c) تولید همزمان آرایه های نابجایی فصل مشترک شکل ۳.۱ (b) و (c) در صفحات تقریباً عمودی

به دنبال محاسبه تئوری ساختاری فصل مشترک که مهم ترین نابجایی های همدوس به صفحات با نزدیک ترین فشردگی وابسته است، برای ترکیب آرایه های نابجایی شکل های ۳.۱ (a) و (b) لازم است که عیب شبکه دگرگونی به طرف کرنش های صفحه ای یکسان روی صفحات متراکم و نزدیک تجزیه شود. برای استحاله ی مکعب با سطوح مرکز دار (fcc) به مکعب مرکز دار (bcc) نظیر آلیاژهای آهنی، چنین تجزیه ای توسط Burgers و Burgers (۱۹۶۴) بر پایه ی یک مدل عیب کره ای سخت پیشنهاد شد. در نتیجه ی این مدل خاص برای یک جوانه ی مارتنزیتی، مبنایی برای عملیات کمی که در اول شرح داده شد از انرژی جوانه زنی ناهمگن کلاسیک ایجاد شد. این مدل مشخصات ذاتی جوانه زنی ناهمگن بدون مانع از استحاله های مارتنزیتی را ، با کنترل سینتیک به وسیله ی تحرک فصل مشترک پیش بینی کرد. همزمانی عملیات، متکی بر تاثیر ترکیب بر سخت شدن و موبیلیته سطح مرزدانه، چارچوبی را برای دقیق ترین پیش بینی در مورد نیروی محرکه بحرانی جوانه زنی مارتنزیتی در آلیاژهای پیچیده فراهم کرده است (Olson و Ghosh ، 1994a, 1994b). با استفاده از توزیع مقدار بردار برگرز کل برای عیوب با نابجایی های بزرگ از مدل شکل ۳.۲ (a) جهت توصیف توزیع های توانی عیبی که قبلاً وجود داشته و عیب خودکاتالیزوری که بوسیله ی وقایع رشد مارتنزیتی جدید تولید شده ، آن همچنین چارچوبی را برای یک تئوری سینتیکی رشد کامل استحاله های مارتنزیتی فراهم کرد (Lin 1991). یکی کردن هر دو مولفه ی حرارتی و غیرحرارتی تحرک فصل

مشترک مارتنزیتی، تئوری کلی را برای نمایش سیستم با هر دو رفتار غیرحرارتی (مستقل از زمان) و حالت رفتاری اصطلاحاً هم دما (وابسته به زمان)، وابسته به شدت نسبی الگوهای حرارتی در موبیلیته فصل مشترک محاسبه می کند.

۳.۳ استحاله های ناشی از رفتار مکانیکی

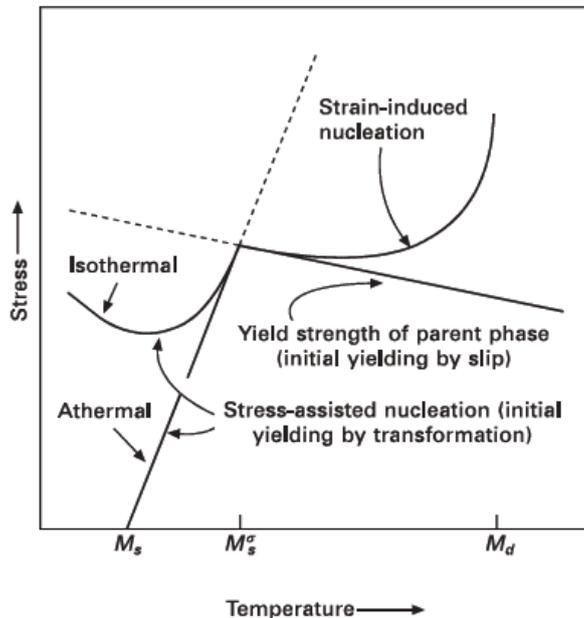
تنش اعمالی می تواند به عملکرد مکان های جوانه زنی یکسان (با نیرو محرکه بحرانی کلی یکسان) کمک کند که جوابگوی استحاله به علت سرد کردن است؛ بنابراین جوانه زایی تحت تنش می تواند برای هر حالت تنشی به وسیله ی اثر ترمودینامیک تنش مانند نتایج اولیه توسط Cohen و Patel (۱۹۵۳) توصیف شود.

$$\Delta g^{\sigma} = \tau \gamma_T + \sigma_n \epsilon_n, \quad [3.2]$$

در اینجا τ و σ_n تنش های برشی و نرمال را در صفحات و خطوط کرنش نرمال ϵ_n و برشی γ_T استحاله تحلیل می کند. هر چند، اگر تنش اعمالی تنش تسلیم فاز اصلی را افزایش دهد، جوانه زنی ناشی از کرنش می تواند روی مکان های جوانه زایی قوی جدیدی که به وسیله ی کرنش پلاستیک ایجاد می شود، رخ دهد. تحت این شرایط، مکان های جوانه زنی فراوان هستند و این بسیار از مشاهدات تفصیل شده بیان شد که مکان های ناشی از کرنش، اولاً از انواع مختلف فصل مشترک های باند برشی تشکیل می شود، و فصل مشترک هایی با مرزخانه ها را شامل می شود (Venables 1962 ؛ Lagneborg 1964 ؛ Manganon و Thomas 1970 ؛ Lecroise و Pineau 1972 ؛ Suzuki 1977 ؛ Brooks 1979). باندهای برشی ممکن است دوقلوهای مکانیکی، مارتنزیت ϵ با فشردگی نزدیک هگزاگونالی (hcp)، متمرکز شدن نقص انباشتگی، یا باندهای لغزش باشد. در هر مورد، فصل مشترک می تواند به عنوان تولید کننده توده نابجایی از الگوی نشان داده شده در شکل ۳.۲ (a) تفسیر شود، و رابطه ی جابجایی فعال با اختلاف جهت گیری مارتنزیت تشکیل شده به وسیله مدل تفکیک عیب سازگار است (Lecroise و Pineau 1972 ؛ Suzuki 1977 ؛ Brooks 1979). بیشتر عیوب قوی را، در مقایسه با آن هایی که در فاز اصلی آنیل شده وجود دارند، می توان در این روش تولید کرد و از این رو جوانه زنی ناشی از کرنش در نیرو محرکه های پایین تر می تواند رخ دهد.

رده های دمایی در زمانی که استحاله به طور عمده از هر جوانه زنی تحت تنش یا ناشی از کرنش آغاز می شود، در شماتیک دیاگرام تنش-دما از شکل ۳.۳ مشهود است. استحاله های خود به خودی به وسیله ی وجود مکان های جوانه زایی که به علت سرد کردن تا دمای شروع استحاله مارتنزیتی (M_s) رخ داده، تحریک می شود. جوانه زنی تحت تنش روی مکان های یکسان به وسیله ی خط جامد مربوطه در تنش مشخص شده، رخ خواهد داد. در یک دمای معین M_s^{σ} ، این تنش به تنش تسلیم σ_y برای لغزش در فاز اصلی می رسد. در بالا M_s^{σ} به وسیله ی کرنش پلاستیکی برانگیزنده جوانه زنی ناشی از کرنش، محل های جوانه زنی قوی جدید

را در سطح تنش‌ی که به وسیله‌ی منحنی جامد مربوطه نشان داده شد، معرفی می‌کند. بنابراین دمای M_s^σ ، یک مرز تقریبی را بین رده‌های دمایی که دو روش جوانه زنی غالب است ، بیان می‌کند؛ هر دو روش مانند M_s^σ عمل خواهند کرد.



۳.۳ شماتیک معرفی ارتباط داخلی بین استحاله ماتنزیتی تحت تنش و کرنش وارده (Cohen و Olson ، 1972).

به علت پلاستیسیته دگرگونی، تنش تسلیم مشاهده شده، از تنش لازم برای استحاله تحت تنش در زیر M_s^σ ناشی می‌شود. بنابراین برگشت دما وابسته به تنش تسلیم ، تعیین مناسب دمای M_s^σ را فراهم می‌کند. در بالای دمای M_d ، استحاله ای که به علت تغییرشکل در شکست رخ دهد نیست. شکل ۳.۳ بیانگر رفتاری برای حالت تنش‌ی بخصوصی است.

۳.۳.۱ مکانیزم استحاله‌های تحت تنش

با استفاده از مدل Patel-Cohen (پاتل و کوهن ، 1953) از معادله [3.2] برای مؤثر واقع شدن تنش اعمالی محاسبه شده برای مناسب ترین جهت گیری صفحه ماتنزیتی، سهم نیرو محرکه‌ی تنش اعمالی محاسبه شده در کشش یک محوری $(\delta\Delta G/\delta\sigma)$ با تنش مشاهده شده وابسته به دمای M_s در آلیاژها با رفتار سینتیکی آترمال موجود ظاهراً در سازش مناسبی است (پاتل و کوهن 1953 ؛ Bolling و ریچمن 1970 ؛ فیشر 1974). علاوه بر مطالعات بی شمار تنش وابسته به دمای M_s ، تأثیر تحریک تنش اعمالی روی نرخ استحاله‌ی ایزوترمال وابسته به زمان در ابتدا به وسیله‌ی Cohen و Machlin در سال ۱۹۵۲ نشان داده شد.

پلاستیسیته استحاله ماکروسکوپی همراه با این استحاله تا اندازه ای می تواند از تأثیر انواع دیگر مارتنزیت صفحه ای که تحت تنش تشکیل شده ناشی شود، اما در آلیاژهای آهنی (به خصوص زمانی که اثر خودکاتالیستی به شدت عمل می کند)، بسیاری از پلاستیسیته استحاله به واسطه لغزش مساعد گسترده ، به تنش مقدماتی نسبت داده می شود ، به طوری که در پیرامون صفحاتی که رشد می کنند رخ می دهد. زمانی که این تغییرشکل در تنش های پایین که آن به طور کلی (لغزش) از فاز اصلی تسلیم می شود، رخ دهد (رده ی دمایی در جایی است که استحاله تحت تنش غالب شود)، سینتیک استحاله ، این تغییرشکل ماکروسکوپی را حفظ می کند. اندازه گیری هم زمان جریان پلاستیک و استحاله در فولادهای TRIP (اولسون و آزرین ۱۹۷۸) ، صحت وجود رده ی دمایی را در وقتی که جریان پلاستیک توسط استحاله مارتنزیتی تحت تنش کنترل شده، بررسی می کند. تحت این شرایط، کسر حجمی مارتنزیت (f) و کرنش پلاستیک (ε) با رابطه خطی زیر تایید شد:

$$f = k\varepsilon \quad [3.3]$$

این، به نوبه ی خود، یک ارتباط خطی بین نرخ استحاله و نرخ کرنش پلاستیک را تعریف می کند. در اینجا جریان پلاستیک در تنش اعمالی رخ خواهد داد، که در مورد آن نیرو محرکه ی ترکیب شده (شیمیایی و مکانیکی) برای ایجاد نرخ پلاستیسیته استحاله مطابق با نرخ کرنش تحمیلی، کافی است؛ به وسیله ی رفتار سینتیکی قابل پیش بینی از تئوری سینتیک استحاله، تسلیم شدگی در نرخ کرنش ثابت آزمون کشش در آن هنگام با نرخ کرنش تحمیلی استحاله ایزوترمال تحت تنش رابطه دارد.

۳.۳.۲ مکانیزم استحاله های ناشی از کرنش

سینتیک جوانه زایی مارتنزیتی ناشی از کرنش در فصل مشترک های باند برشی مشهود می تواند به قدر کافی به وسیله ی رابطه ساده ای شامل دو پارامتر وابسته به دما و یک توان معین توصیف شود (Cohen و Olson ، 1975) :

$$f^\alpha = 1 - \exp \{ -\beta [1 - \exp (-\alpha\varepsilon)]^n \} \quad [3.4]$$

پارامتر اول (α) نرخ تشکیل باند برشی را به وسیله ی رابطه بر حسب کرنش شرح می دهد و به طور عمده وابسته به انرژی نقص انباشتگی است. پارامتر دوم (β) به طور خطی وابسته به این احتمال است که فصل مشترک باند برشی، یک جوانه مارتنزیتی را تولید می کند، و به وسیله ی نیرو محرکه شیمیایی برای واکنش مارتنزیتی $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ کنترل می شود، که در اینجا γ به آستنیت و α به مارتنزیت برمی گردد. منحنی استحاله (کسر حجمی مارتنزیت تحت کرنش پلاستیک) در شکل شامل دو انحنا است و به یک مقدار اشباع که با پارامتر β تعیین شده، نزدیک می شود. نرخ استحاله (وابسته به کرنش پلاستیک) به وسیله ی هر دو پارامتر

کنترل می شود. حساسیت دمایی این سینتیک استحاله تا درجه ی زیادی بخاطر $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ و انرژی نقص انباشتگی به وجود می آید ، و ممکن است به وسیله ی کاهش اختلاف آنتروپی ، $\Delta S^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ و $\Delta S^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ ، حداقل شود.

۳.۴ روابط تشکیل دهنده پلاستیسیته استحاله و کاربردها

پلاستیسیته زیاد استحاله، همراه با استحاله مارتنزیتی، تغییر قابل توجهی را در رفتار مکانیکی تحت شرایط یکنواخت و نیز بارگذاری سیکلی نشان می دهد. تصویر نمایی از پتانسیل، توسط فولادهای TRIP اصل (پلاستیسیته ناشی از استحاله) و سرشار از آستنیت با استحکام بالا مفروض است که در سال ۱۹۶۰ مطالعه شد، به طوری که یک ترکیب فوق العاده را از استحکام ، داکتیلیته و چقرمگی ارائه می دهد.

پلاستیسیته استحاله، انحراف قابل توجهی را از دید کلاسیک از لحاظ روابط خاص ساختاری در مواد فراهم می کند. وظیفه متداول سینتیک استحاله در کنترل فرایند مواد با رسیدن به خواص مطلوب وابسته به ساختار حاصل از استحاله است. به وسیله ی پلاستیسیته استحاله، می توان مواد نیمه پایدار را با استفاده از خواص خود استحاله، یعنی خواص تغییر ساختار طراحی کرد. تحت این شرایط، شناخت سینتیک استحاله می تواند به طور مستقیم برای پیش بینی روابط جریان دائمی به کار رفته باشد، به طوری که رفتار مکانیکی مشاهده شده ی مواد ماکروسکوپی طی سرویس و همچنین در طی فرایند در زیر بیان می شود.

۳.۴.۱ روابط جریان دائمی پلاستیسیته استحاله

مقایسه جزییات تنش در برابر کرنش و منحنی های شکست مارتنزیت تغییرشکل یافته در برابر کرنش فولادهای TRIP ، دو فاکتور مهم کنترل رفتار جریان پلاستیک در طی استحاله مارتنزیتی ناشی از تغییرشکل را معلوم می کند. علاوه بر بخش استاتیک آشکار سخت گردانی به علت ایجاد استحاله، بخش دینامیک نرم شدگی نیز از عملیات استحاله به عنوان یک مکانیزم تغییرشکل ناشی می شود. تأثیر بعدی، بیشتر تابع عملیات کمی در مورد استحاله تحت تنش در دماها (تنش ها) ی نسبتاً پایین در جایی است که جریان پلاستیک کاملاً به وسیله ی سینتیک استحاله کنترل می شود.

برای جوانه زنی مارتنزیتی بدون مانع، که به وسیله ی تحرک فصل مشترک کنترل می شود، استحاله هم دما وابسته به زمان می تواند از اجزای حرارتی مذکور سخت گردانی محلولی پیش بینی شده باشد، برای این مورد انرژی اکتیواسیون Q می تواند به عنوان یک تابع خطی به وسیله ی عامل نیرو محرکه ترمودینامیک کل تقریب زده شود،

$$Q = A + B \Delta G \quad [3.5]$$

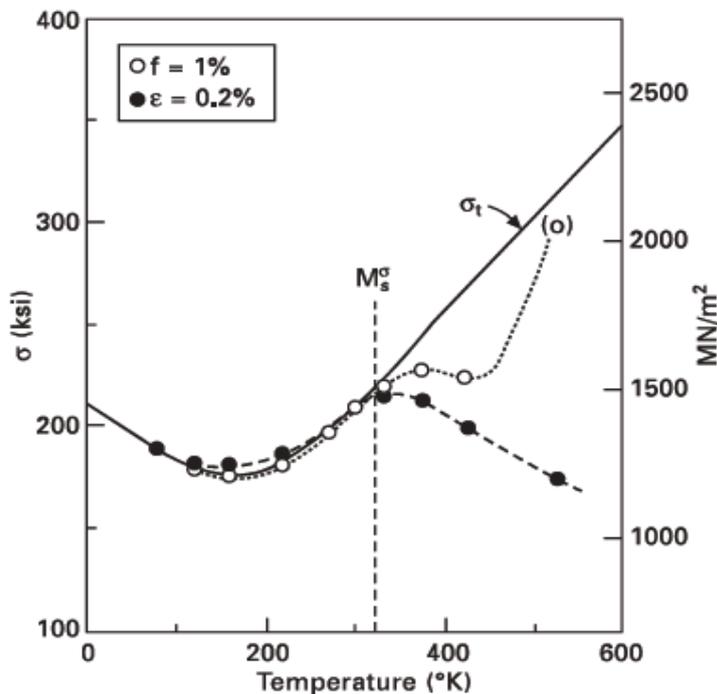
به دنبال تئوری سینتیک پایه از Pati و Cohen ، نرخ اولیه استحاله \dot{f} می تواند بنابراین مانند زیر بیان شود:

$$\dot{f} = n_s V v \exp\left(-\frac{A + B\Delta G}{RT}\right) \quad [3.6]$$

در اینجا n_s دانسیته محل های جوانه زنی ، V میزان مارتنزیت متوسط لحظه ای ، و v فرکانس شروع جوانه زنی است. ΔG بحرانی لازم است که \dot{f} معینی را بدست دهد، که به صورت زیر مفروض است:

$$\Delta G_{crit}(\dot{f}) = -\frac{1}{B} \left(A + RT \ln \frac{\dot{f}}{n_s V v} \right) \quad [3.7]$$

که وابستگی خطی به دما، T را نشان می دهد. برای استحاله تحت تنش، در اینجا تسلیم به وسیله ی نرخ پلاستیسیته استحاله مطابق با نرخ کرنش تحمیلی رخ می دهد، این تطابق با نرخ استحاله تحمیلی ، $\dot{f} = k\dot{\epsilon}$ است. محاسبات نیرو محرکه ترمودینامیکی کل (بخش شیمیایی به علاوه ی تنش) در تنش تسلیم مشاهده شده (Azrin و Olson 1978) در دمای پایین M_s^σ برای فولادهای TRIP استحکام بالا، رابطه ی خطی $\Delta G_{crit}(T)$ از معادله [3.7] را بررسی می کند (اولسون و کوهن ۱۹۸۲). سپس این رابطه خطی تنش بحرانی را برای تعیین شده ی استحاله تحت تنش توسط منحنی جامد شکل ۴.۳ پیش بینی می کند که در اینجا آن در برابر تنش های اندازه گیری شده برای کرنش پلاستیک 0.2% و تغییرشکل 1% مقایسه می شود.



شکل ۴.۳ وابستگی دمای مشاهده شده به تنش و تنش تسلیم 0.2% ، در وقتی که 1% مارتنزیت در فولاد TRIP استحکام بالا یافت می شود (Azrin و Olson ، 1978). منحنی جامد σ_t به طور نظری تنش (کشش) را برای استحاله تحت تنش بیان می کند (Cohen و Olson ، 1982).

در مقایسه با رفتار خطی بیان شده در شکل ۳.۳، $\sigma_t(T)$ در این مورد منحنی است که حداقل آن از 158K (کلوین) عبور می کند. مقدار انحنای از رابطه خطی $\Delta G_{ch}(T)$ در دماهای پایین ناشی می شود، و حداقل با رفتار آلیاژهای نسبتاً پایدار سازگار است به طوری که سینتیک استحاله هم دمای قابل توقف (منحنی C) نمایش داده می شود. در موقع تحت تنش، همچنین معادلات [3.3] و [3.7] حساسیت نرخ کرنش از تنش جریان تشکیل شده را پیش بینی می کند (Cohen و Olson، 1982):

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = - \frac{RT}{B} \frac{\partial \Delta G}{\partial \sigma} \quad [3.8]$$

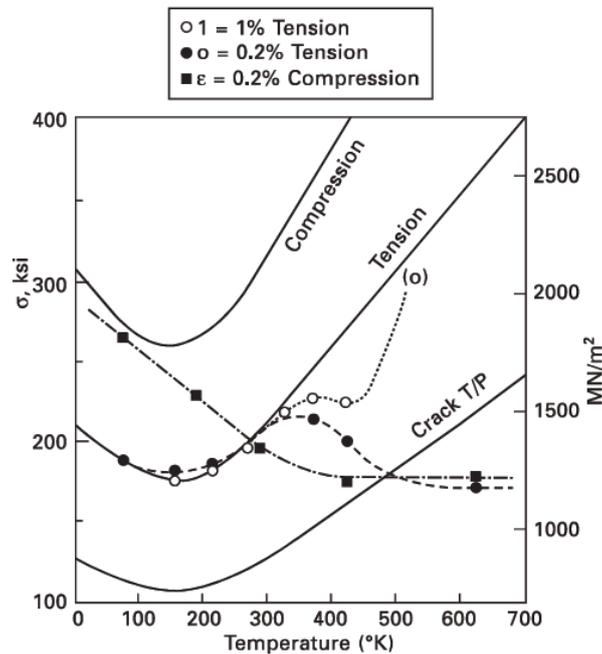
هم راستا با رابطه ی نزدیک بین B و مقدار فعال سازی برای لغزش، حساسیت نرخ پلاستیسیته استحاله بسیار شبیه به آن برای تغییر شکل پلاستیک متداول است.

کاربرد پلاستیسیته استحاله برای افزایش انعطاف پذیری یکنواخت و چقرمگی شکست، حالت های تنش متفاوت زیادی را شامل می شود، به طوری که باید در بهینه سازی پایداری استحاله برای خواص مطلوب موثر در نظر گرفته شود. یک حالت تنش قوی وابسته به الگوی کاری Patel-Cohen از انبساط استحاله ناشی می شود. با استفاده از مقادیر $\delta \Delta G / \delta \sigma$ که برای فشردگی یک محوری، کشش یک محوری و ترک نازک الاستیک تعیین شده، مطابق منحنی های σ_t محاسبه شده برای آلیاژ شکل ۳.۴ در شکل ۳.۵ محاسبه می شود. همچنین اندازه گیری های تنش تسلیم 0.2% برای فشردگی یک محوری مشهود است. یک اثر دیفرانسیل استحکام (S-D) بزرگ معمولی، که تنش جریان در فشار و کشش را مقایسه می کند، در موقعیت تحت تنش انتظار می رود. اگر چه یک اثر S-D به طور عکس و غیرعادی نزدیک به 300K مشاهده شد، اما اثر مورد انتظار در دماهای پایین مشاهده می شود، و این اشاره دارد بر اینکه جریان توسط استحاله در کشش و لغزش در فشردگی کنترل می شود. پیش بینی برای ترک نازک اشاره دارد بر اینکه استحاله، جریان را در سرتاسر محدوده دمایی وسیع کنترل خواهد کرد و اینکه تنش جریان مؤثر نزدیک به 300K، نسبت به کشش یک محوری به طور قابل توجهی کاهش می یابد. همانطور که بیشتر بحث می شود، این حساسیت حالت تنش مهم هست تا دستیابی به ترکیب های استحکام/چقرمگی بهبود یافته، مواد با استحکام کششی بالا را اجازه دهد که از پلاستیسیته ترک نازک مواد نرم استفاده کنند.

اطلاعات سینتیکی استحاله های مارتنزیتی هم دما همچنین می تواند با پیش بینی شکل منحنی σ - ϵ در طی استحاله تحت تنش، به وسیله ی در نظر گرفتن تنوع در تعداد محل های جوانه زنی (n_s در معادله [3.7]) با پیشرفت استحاله به کار رود (Cohen و Olson، 1982). مدل Pati-Cohen، وقتی که به طور رضایت بخشی برای مسیر تنش مجاز استحاله ی مارتنزیتی هم دما بیان می شود، دانسیته محل جوانه زنی را به وسیله ی بیان این شکل توضیح می دهد (Cohen و Pati، 1969؛ Cohen و Raghvan، 1971):

$$n_s = (n_i + pf - N_v)(1 - f)$$

[3.9]



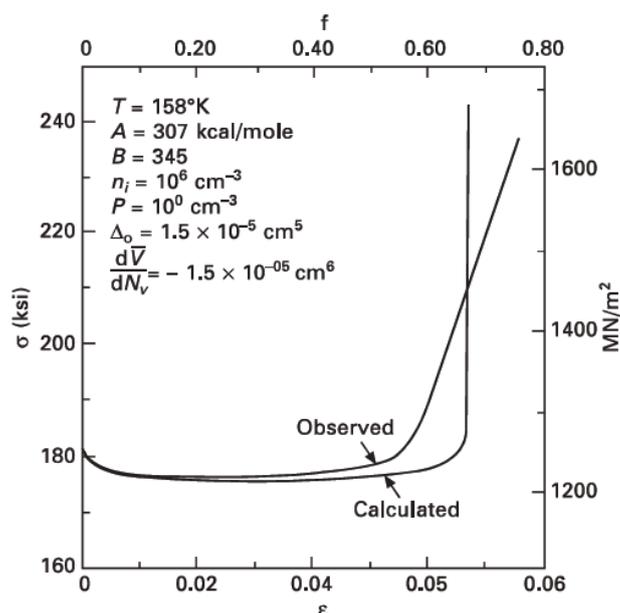
شکل ۳.۵ تنش های استحاله محاسبه شده و تنش های تسلیم اندازه گیری شده برای فولاد TRIP شکل ۳.۴، تحت حالت های تنشی مختلف (Cohen و Olson، 1982).

اینجا n_i دانسیته حالت اولیه، p "فاکتور خودکاتالپستی" که برای حالت های جدید تولید شده در طی استحاله در نظر گرفته می شود، و N_v تعداد صفحات مارتنزیتی بر واحد حجم است (برای محل هایی در نظر گرفته می شود که قبلاً عمل کرده است)؛ فاکتور $(1-f)$ پتانسیل محل هایی را که توسط استحاله "به بالا پیچ خورده" در نظر می گیرد. در حالی که فاکتور p می تواند n_s را با افزایش در مراحل اولیه ی استحاله ایجاد کند، کاهش حجم صفحه ای متوسط V^- به علت جزء بندی، می تواند عبارت N_v را با کاهش n_s در مراحل بعدی ایجاد کند. سطح سیری استحاله زمانی که $n_s \rightarrow 0$ بدست می آید. با جانشینی معادله [3.9] در [3.7]، تنش جریان در طی استحاله تحت تنش می تواند مانند زیر بیان شود (Cohen و Olson، 1982):

$$\sigma_t(\epsilon, f, T) = - \left(B \frac{\partial \Delta G}{\partial \sigma} \right)^{-1} \left[A + B \Delta G_{crit} + RT \ln \left(\frac{f}{(n_i + pf - N_v)(1 - f|V_v)} \right) \right] \quad [3.10]$$

بنابراین جایگزینی معادله [3.3] یک رابطه ترکیبی کاملی را برای $\sigma_t(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$ ایجاد می کند. شکل منحنی σ - ϵ توسط رفتار مخرج کسر در عبارت قبلی معادله [3.13] تعیین می شود. تنش تسلیم به وسیله ی n_i کنترل می شود، و یک افت تنش به وسیله ی عبارت خودکاتالپست pf تولید می شود، و نزدیک شدن به

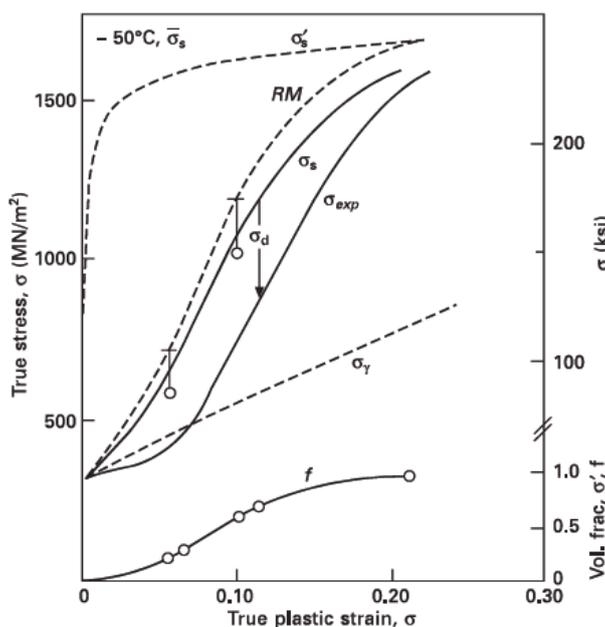
حالت اشباع موجب سخت گردانی سریع می شود در نتیجه کاهش موقعیت موجب نزدیک شدن مخرج کسر به صفر می شود. با استفاده از پارامترهای A و B که به وسیله ی دمای وابسته به σ_f در شکل ۴.۳ تعریف شد، و مقادیر تجربی معمول از پارامترهای سینتیکی دیگر، منحنی محاسبه شده σ - ϵ با منحنی اندازه گرفته در 158K برای فولاد TRIP یکسان در شکل ۶.۳ مقایسه می شود. افت تسلیم و قسمت های سطحی منحنی ها در سازش مناسبی است، اما مرحله سخت گردانی نهایی (اشباع) محاسبه شده خیلی ناگهانی است. این از تقریب فرایند فعال شده به تنهایی ناشی می شود. چنانچه به آسانی توصیف شد، آشکار است که توزیع توان محل جوانه زنی، توزیع انرژی فعال سازی جوانه زنی را بیان می کند (Lin, 1971; Magee, 1992)، و این می تواند برای رسیدن به اشباع تدریجی بیشتر به نظر برسد. توجه به اینکه تنش های جریان رسم شده در شکل ۶.۳ همه تماماً زیر تنش برای تسلیم شدگی کل به وسیله ی لغزش هستند مهم است. وابسته به رفتار جریان لغزش کنترل شده ی " نرمال " از این مواد، پدیده هایی که اینقدر زیاد مطرح شدند، به طور کامل سهم " نرم کردن " هستند. سخت گردانی کرنش بالا وابسته به مرحله اشباع، بهترین استفاد است، به طوری که پایان پدیده نرم کردن سریع تر از شروع مکانیزم سخت گردانی است. یک بار دیگر پدیده پلاستیسیته استحاله (نرم کردن دینامیک) وابسته به استحاله تحت تنش به طور عمده کامل هست، و استحکام بالاتر از تولید استحاله قسمت " سخت گردانی استاتیک " آن را با تنش جریان ایجاد می کند.



شکل ۶.۳ مقایسه ی منحنی های σ - ϵ حقیقی محاسبه و مشاهده شده برای فولاد TRIP شکل ۴.۳ (Cohen و Olson)

در حالی که کنترل پلاستیسیته به وسیله ی سینتیک استحاله ترجیحاً موجب پیش بینی دقیق رفتار جریان را در رده ی استحاله تحت تنش می شود، عملکرد همزمان لغزش کل و استحاله در رده ناشی از کرنش

عملیات کمی رفتار جریان را مشکل تر می سازد. اگر چه به جوانب سخت گردانی استاتیک مخلوط دو فازی تشکیل شده در طی استحاله ناشی از کرنش توجه زیادی می شود، مقایسه با دقت منحنی های σ - ϵ نشان می دهد که نرم کردن دینامیک نیز بخش مهمی است. مطالعه به تفصیل استحاله و رفتار جریان فولاد زنگ نزن آستنیتی نیمه پایدار، که در شکل ۷.۳ به طور مختصر بیان شد، تفکیک کمی بخش های سخت گردانی استاتیک و نرم کردن دینامیک در طی استحاله ناشی از کرنش را می پذیرد (Narutani, 1982). منحنی σ - ϵ اندازه گیری شده ی فولاد شبه پایدار، به اصطلاح σ_{exp} است. منحنی های $\sigma_{\alpha'}$ و σ_{γ} با خطوط تیره بیانگر تطابق منحنی های σ - ϵ مارتنزیتی و آستنیتی نیم پایدار است که به طور جداگانه روی اجزای فولادی مشابه که به طور خاصی طراحی شدند، اندازه گیری شد. تقریبی از رفتار سخت گردانی استاتیک مخلوط دو فازی بدست آمده از مثال "قاعده مخلوط ها" با استفاده از داده $\sigma_{\alpha'}(\epsilon)$ و $\sigma_{\gamma}(\epsilon)$ و منحنی $f(\epsilon)$ در پایین شکل نشان داده می شود. این تقریب به وسیله ی منحنی خطی به اصطلاح RM نشان داده شد.



شکل ۷.۳ تنش جریان به طور تجربی، σ_{exp} ، و کسر حجمی مارتنزیت، f ، در برابر کرنش پلاستیک، ϵ ، برای فولاد آستنیتی نیم پایدار در -50°C ، $\dot{\epsilon}=2.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. منحنی های خط تیره بیانگر تنش جریان آستنیتی پایدار، σ_{γ} ، تنش جریان مارتنزیتی، $\sigma_{\alpha'}$ ، و محاسبه قاعده ی مخلوط ها برای سخت گردانی دو فازی، RM است. منحنی جامد، σ_s ، پیش بینی مدل قاعده ی مخلوط های کرنش اصلاح شده است (Narutani, 1982).

از آن جا که قسمت پلاستیسیته تحول ناشی از تمایل کرنش شکل استحاله به کرنش در هر دو فاز کمک نمی کند، منحنی RM بیان گر حد بالایی برای رفتار سخت گردانی استاتیک است. قاعده ترکیب کرنش اصلاح شده، با استفاده از مقادیر $\sigma_{\alpha'}(\epsilon)$ و $\sigma_{\gamma}(\epsilon)$ در کرنش $\epsilon = \alpha f$ بدست آمد، که در اینجا αf برای سهم شکل

کرنشی بر حسب ε اندازه گیری شده ، تصحیح می شود. یک تقریب حد بالایی از ضریب α ، مقدار $\alpha=k^{-1}$ است، که k از رفتار استحاله تحت تنش اندازه گیری شده در دماهای پایین گرفته شد. این منحنی جامدی را می دهد که فقط پایین منحنی خطی RM نشان داده می شود. نقاط باز بیانگر تقریب های تنش جریان استاتیک تعیین شده به وسیله ی آزمایشات پیش از کرنش است. پس از تحول مواد ، که کرنش به طور خاصی تغییر شکل می یابد، تنش جریان استاتیک از نتیجه ی ترکیب دو فاز (در غیاب استحاله دینامیک نرم شدگی) ، از تنش جریان آن تعیین شد، در نتیجه در دمای بالاتر زمانیکه آستنیت پایدار است، اندازه گیری شد و برای وابستگی دمایی آن تصحیح شد. این تخمین ها و پرانتز تقریبی RM فائده ی ترکیب کرنش اصلاح شده را برآورد کرد که در نتیجه به عنوان یک تقریب منطقی از تنش جریان ناشی از سخت گردانی استاتیک ، σ_s گرفته شد. این مانند زیر بیان می شود:

$$\sigma_s = [1 - f] \cdot \sigma_\gamma(\varepsilon - \alpha f) + f \cdot \sigma_\alpha(\varepsilon - \alpha f) \quad [3.11]$$

همانطور که در شکل ۳.۷ نشان داده شد، سپس افزایش نرم شدگی دینامیک $\Delta\sigma_d$ به اندازه اختلاف بین σ_{exp} و σ_s واقع شد. رابطه $\Delta\sigma_d$ افزوده، که بنابراین با رفتار f - ε که در سراسر محدوده دمایی وسیع مشاهده شده، بدست آمد ، نشان می دهد که افزایش نرم شدگی کسری با $df/d\varepsilon$ متناسب است:

$$\frac{\Delta\sigma_d}{\sigma_s} = \beta \cdot \frac{df}{d\varepsilon} \quad [3.12]$$

در اینجا $\beta=5.3 \times 10^{-2}$ است. بنابراین رابطه ی جریان ترکیب کننده برای استحاله ناشی از کرنش به شکل زیر بیان می شود:

$$\sigma = \{[1 - f] \cdot \sigma_\gamma(\varepsilon - \alpha f) + f \cdot \sigma_\alpha(\varepsilon - \alpha f)\} \cdot \left[1 - \beta \cdot \frac{df}{d\varepsilon} \right] \quad [3.13]$$

به واسطه معادله [3.13] ، $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ می تواند از شناخت f ، σ_α و σ_γ مانند توابع ε ، $\dot{\varepsilon}$ و T محاسبه شود. چنانچه در مورد استحاله تحت تنش، نرم شدگی دینامیک فاکتور غالب در کرنش های پایین است، علت تنش جریان σ_{exp} از مواد تحول یافته در شکل ۳.۷ به پایین تر از آستنیت پایدار ، σ_γ افت پیدا می کند. سخت گردانی استاتیک در کرنش های بالا غالب می شود. در اثر ترکیب شدن این دو فاکتور، حداکثر نرخ $d\sigma/d\varepsilon$ بر حسب یک کرنش بالاتر نسبت به وقتی که $df/d\varepsilon$ حداکثر است، سخت گردانی را به تأخیر می اندازد.

$d\sigma/d\varepsilon$ حداکثر، از سخت گردانی استاتیک (متناسب با $df/d\varepsilon$) و نیز کاهش نرم شدگی دینامیک (متناسب با $d^2f/d\varepsilon^2$) ناشی می شود و به همان اندازه $df/d\varepsilon$ کاهش می یابد. دوباره، توقف پدیده نرم شدگی، سهم مهمی را برای نرخ شبکه ی سخت کاری فراهم می کند. نتیجه کلی این قانون تشکیل دهنده بر حسب تغییرشکل سه بعدی به وسیله ی Stringfellow در سال 1992 گسترش یافت.

۳.۴.۲ پایداری جریان پلاستیک

با روابط جریان تشکیل دهنده برای پلاستیسیته استحاله بر پایه ی سینتیک استحاله، ممکن است اکنون رفتار جریان ماکروسکوپی وابسته همانطوری که به وسیله ی تئوری پلاستیسیته مداوم محاسبه شد، در نظر گرفته شود. توانایی پلاستیسیته استحاله برای تغییر دادن چشمگیر شکلی از منحنی σ - ε بدیهی است که مسئله شکل منحنی بهینه یا "ایده آل" را برای پایداری جریان پلاستیک از بین می برد. حداقل نرخ سخت گردانی کرنشی لازم برای حفظ جریان پایدار در طی تغییرشکل کششی به صورت زیر بیان شد (Backofen):

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad [3.14]$$

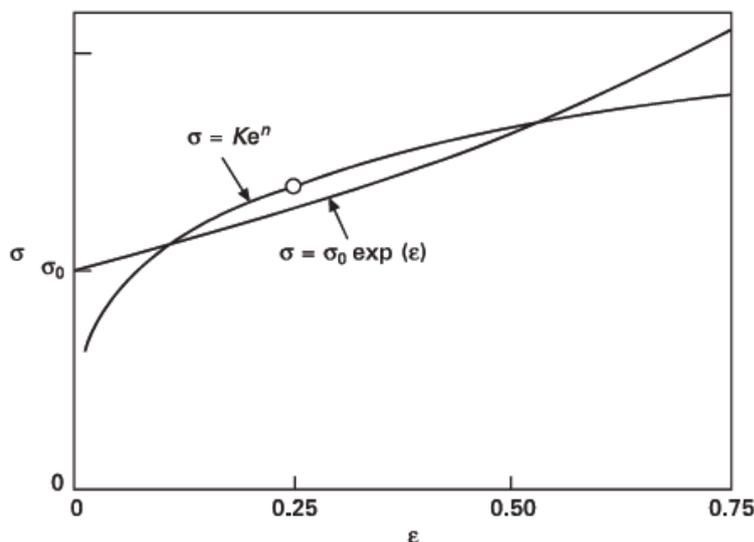
یک نتیجه ی سخت گردانی کرنشی این است که نرخ سخت شدگی ضرورتاً با حفظ پایداری افزایش می یابد. از این رو سخت گردانی زیادی آن را برای حفظ پایداری در کرنش های بالاتر مشکل تر می سازد. در این صورت مؤثرترین کاربرد افزایش در سخت گردانی $\Delta\sigma$ ، توزیع کردن آن نسبت به کرنش است طوری که $d\sigma/d\varepsilon$ با ε افزایش می یابد. منحنی سخت گردانی ایده آل، که ضرورتاً حداقل نرخ سخت گردانی را با حفظ پایداری در همه کرنش ها فراهم می کند، به وسیله ی حل معادله دیفرانسیلی معین با معادله [3.15] بیان شد:

$$\sigma = \sigma_y \exp(\varepsilon) \quad [3.15]$$

در اینجا σ_y مطابق با تنش تسلیم است. برخلاف انحنای رو به پایین متداول که مربوط به سخت گردانی ساختاری و کنترل کردن فرایندهای بازبایی تغییرشکل به وسیله ی لغزش می شود، رابطه جریان ایده آل از معادله [3.15] انحنای رو به بالا را دارا می شود (Kock, 1979). رفتار "سخت گردانی تأخیری" مربوط به فصل مشترک پدیده نرم شدگی دینامیکی و سخت گردانی استاتیکی در پلاستیسیته استحاله ابزار مؤثری را در افزایش یافتن $d\sigma/d\varepsilon$ با ε برای رسیدن به این انحناء فراهم می کند.

رفتار سخت گردانی ایده آل از معادله [3.15] با رفتار منحنی رو به پایین متداول مقایسه شد، و به وسیله ی یک قانون توانی $\sigma = k\varepsilon^n$ در شکل ۳.۸ تقریب زده شد. دایره ی باز نقطه ای را نشان می دهد که منحنی

قانون توانی به شرایطی جهت تمرکز جریان توسط گلوبی شدن کششی می رسد، بدین معنی که در اینجا $d\sigma/d\varepsilon$ به کمتر از σ تغییر می کند (معادله [3.14]). از دید موضعی، وقتی که شرایط در کرنش گلوبی در نظر گرفته می شود، مشخصه گلوبی شدن به اندازه کمی سخت کاری می شود، و افزایش انعطاف پذیری یکنواخت به وسیله ی افزایش توان سخت گردانی، n پیشنهاد می شود. از یه لحاظ، وقتی که تمامی منحنی σ - ε در نظر گرفته می شود، گلوبی شدن می تواند همین طور به افزایش سخت گردانی در کرنش های پایین نسبت داده شود. در ناحیه ای که منحنی $k\varepsilon^n$ ، در بالای منحنی $\sigma_0 \exp \varepsilon$ قرار می گیرد، وقتی که تنش جریان برحسب منحنی $\sigma_0 \exp \varepsilon$ ضعیف تر می شود، بر هم نهی مکانیزم نرم شدگی، انعطاف پذیری یکنواخت را برای مورد بیان شده در شکل ۸.۳ دو برابر می کند. که این، پتانسیل پدیده نرم شدگی دینامیک را در پلاستیسیته استحاله برای افزایش ثبات جریان توضیح می دهد. در کرنش های بالاتر، جایی که منحنی $k\varepsilon^n$ پایین تر از منحنی $\sigma_0 \exp \varepsilon$ رخ می دهد، بر هم نهی مکانیزم سخت گردانی، مانند قسمت سخت گردانی استاتیکی کرنش بالا در پلاستیسیته استحاله لازم است، تا جریان پایدار بیشتر حفظ شود. اگر منحنی ایده آل $\sigma_0 \exp \varepsilon$ استنباط شود، گلوبی شدن هرگز رخ نخواهد داد، و انعطاف پذیری یکنواخت به وسیله ی شکست بیشتر از ناپایداری پلاستیک کنترل خواهد شد. شکل ۸.۳ نشان می دهد که سهم نرم شدگی دینامیک با پلاستیسیته استحاله در کرنش های پایین تر می تواند مانند سهم سخت گردانی استاتیکی کرنش بالا در افزایش پایداری جریان پلاستیک به طور مساوی مهم باشد.

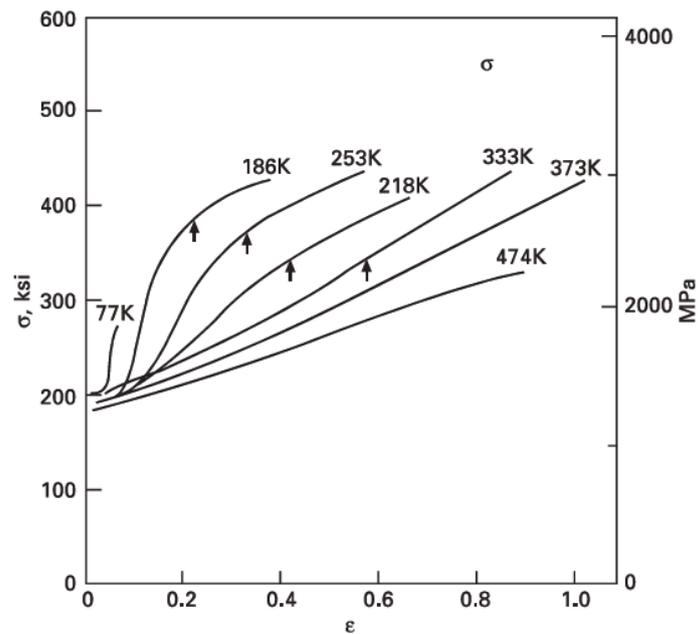


شکل ۸.۳ مقایسه رفتار سخت گردانی تابع نمایی ایده آل با سخت گردانی قانون توانی. نقطه باز کرنش گلوبی شدن را نشان می دهد.

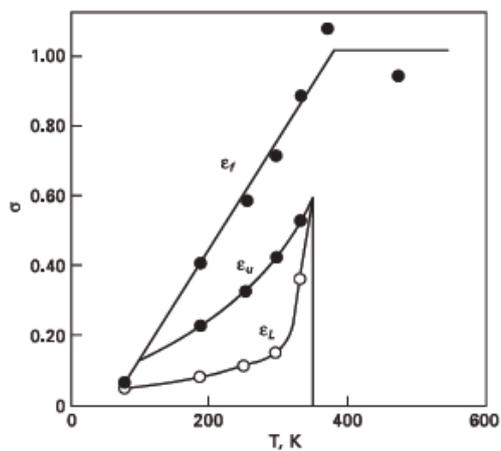
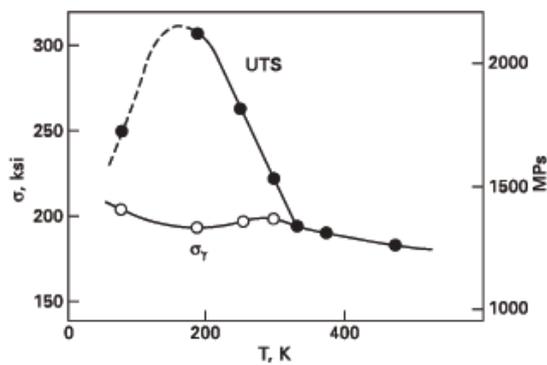
۳.۴.۳ کاربردهای پلاستیسیته استحاله بر حسب انعطاف پذیری

تأثیر پایداری جریان از منحنی σ - ϵ به شکل عوامل وابسته به پلاستیسیته استحاله، افزایش نمایشی انعطاف پذیری یکنواخت را تحت شرایط پایدار ترمودینامیکی مطلوب اجازه می دهد، و این پدیده به خوبی کاربرد پلاستیسیته استحاله را تعیین می کند. اگر چه حساسیت دمایی و رفتار باند لودرز انعطاف پذیری سودمندی از فولادهای TRIP با بالاترین استحکام را معین می کند، تقریباً وقتی که به طور کامل به رفتار استحاله آن ها برای پایداری جریان وابسته بود، سهم پایدار کردن جریان از نرخ متوسط استحاله در فولادهای آستنیتی نیم پایدار استحکام پایین تر به طور خاصی برای سال های زیادی به کار رفت. کنترل پلاستیسیته استحاله منجر به پیشرفت فولادهای زنگ نزن تجاری بسیاری با شکل پذیری بالا شد.

افزایش پایداری جریان در فولادهای آستنیتی نیم پایدار از طریق پلاستیسیته استحاله در همه جا بررسی شد (Krivobok و Talbot ، 1950 ، Angle ، 1954 ، Fiedler ، 1955 ، Powell ، 1958 ، Bressanelli و Moskowitz ، 1966 ، Zackay ، 1967 ، Tamura ، 1970 ، Olson و Azrin ، 1978 ، Zackay ، 1978 ، Hecker ، 1982) ، و در عبارات معادله [3.15] تحلیل شد (Azrin ، 1976) . روش اندازه گیری کرنش موضعی مداوم اجازه ی تعیین رفتار تنش حقیقی- کرنش حقیقی فولادهای TRIP آستنیتی استحکام بالای اصلی را در طی هر دو جریان پلاستیک یکنواخت و موضعی تحت انواع شرایط داد (Azrin ، 1976 ، Olson و Azrin ، 1978 ، تحقیق منتشر نشده) . شکل ۹.۳ چنین منحنی های بدست آمده را برای تغییر شکل کششی یک محوری از یک فولاد TRIP سرشار از آستنیت از ترکیب اسمی $Fe-9Cr-8Ni-4Mo-2Si-2Mn-0.3C$ به طور مختصر بیان می کند که توسط کار گرم با ۶۰٪ کاهش در $450^{\circ}C$ استحکام یافته است (Azrin و Olson ، 1978) . پیکان ها کرنش گلوبی شدن یا کرنش یکنواخت ، ϵ_{II} را نشان می دهند. دمای (پایداری) وابسته به استحکام و خواص انعطاف پذیری در شکل ۱۰.۳ بیان می شود. سازگاری با مدل تشکیل دهنده پیش بینی می کند که ، منحنی σ - ϵ حقیقی در شکل ۹.۳ شکلی از مشخصه دوگانه را دارد. دمای وابسته به ۰.۲٪ استحکام تسلیم در شکل ۱۰.۳ مشابه با شکل ۴.۳ است، و با دمای M_s° نزدیک به 280K نشان داده شد. استحکام تسلیم نهایی (UTS) در رده ی استحاله تحت تنش به حداکثر می رسد، و در دماهای پایین تر توسط شکست محدود می شود. تأثیر بعدی توسط فصل مشترک کرنش یکنواخت ϵ_{II} و کرنش شکست ϵ_f در پایین ترین دما مشخص می شود.



شکل ۹.۳. منحنی تنش-کرنش فولاد TRIP آستنیتی استحکام بالا. پیکان ها کرنش گلوبی شدن را نشان می دهد (Olson و Azrin، 1978).



شکل ۱۰.۳. خواص کششی فولاد TRIP آستنیتی شکل ۹.۳، که شامل کرنش لودرز ϵ_L ، کرنش یکنواخت ϵ_U (گلوبی شدن) و کرنش شکست ϵ_f می شود.

انعطاف پذیری یکنواخت ϵ_u به بیشترین مقدار خود در بالای M_s^σ در دمایی نزدیک به 350K می رسد، و یک نرخ کلی مطلوب را از استحاله ناشی از تغییر شکل نتیجه می دهد. همانطور که نشان داده می شود، به وسیله ی شکل منحنی های σ - ϵ ، اتمام اولیه استحاله در دماهای پایین تر منجر به گلویی شدن اولیه در قسمت رو به پایین منحنی رفتار σ - ϵ می شود که در ذیل آمده است. در بالای 350K ، کرنش سخت گردانی وابسته به کاهش اندازه استحاله، برای حفظ جریان پایدار در این مواد استحکام بالا نا کافی است، و داکتیلیته یکنواخت ناچیز است. وجود این چنین پایداری مطلوبی برای حداکثر انعطاف پذیری یکنواخت در فولادهای آستنیتی نیم پایدار در کل به خوبی برقرار شده است (Bressanelli و Moskowitz ، 1966 ، Tamura ، 1970 ، Zackay ، 1978). صورتی از پایداری مطلوب 333K منحنی در شکل ۳.۹ ، که انعطاف پذیری یکنواخت 60% را با استحکام تسلیم (1.4GPa) 200ksi می دهد، کاملاً نزدیک به شکل نمایی ایده آل است.

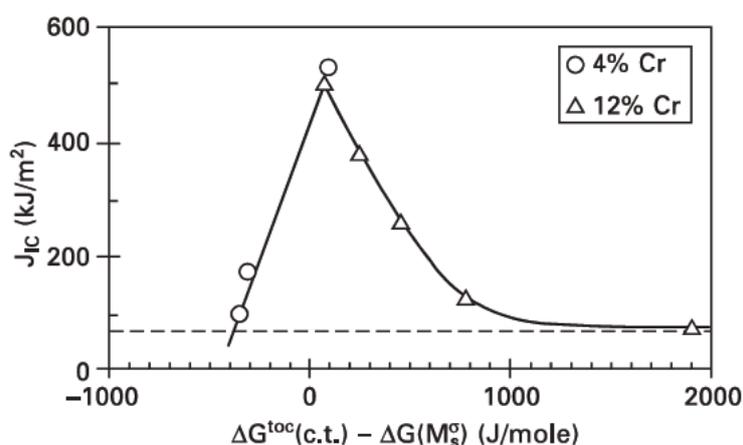
۳.۴.۴ کاربردهای پلاستیسیته استحاله با چقرمگی شکست

چقرمگی دگرگونی در فولادهای آستنیتی نیز توسط پیچیدگی بزرگتر رفتار تشکیل دهنده ی ناشی از کرنش پیچیده است، به طوری که با استحاله تحت تنش، و فرایندهای پیچیده تر شکست نرم مخالفت می کند. مطالعه تجربی توسط (Leal (1984 از واکنش استحاله با انعطاف پذیری و چقرمگی شکست بدست Olson و (Cohen (1986 مرور شد. سری ششم فولادهای آستنیتی رسوب سخت شده بر پایه فولاد A286 ، با داشتن مقدار 1300MPa استحکام تسلیم، با تنوع پایداری نسبت به استحاله، و متنوع ساختن تغییر حجم استحاله طراحی شد. همچنین آلیاژها دمای شدید نسبتاً خوبی را وابسته به پایداری فاز دارند که انواع پایداری را در سراسر محدوده وسیع اجازه می دهد. داکتیلیته شکست و تافنس J_{IC} با پیکی در M_s^σ از حالت های تنشی مربوطه یافت می شود. مطالعه پی در پی توسط (Young (1988، که به دست اولسون ۱۹۹۰ مرور شد، شامل ارزیابی کامل سینتیک استحاله و روابط تشکیل دهنده فولادهای آستنیتی فسفوکاربید استحکام یافته می شود در وقتی که تغییر حجم استحاله و اختلاف سختی مارتنزیت-آستنیت هر دو می توانند تغییر کنند. افزایش اندازه گیری شده چقرمگی و انعطاف پذیری شکست در این آلیاژها مشابه به مشاهدات Leal بود. در محدوده ناپایداری برش ، که شکست داکتیل کنترل شد، افزایش در تافنس J_{IC} به طور خطی با ارتفاع منطقه استحاله در جلوی ترک تغییر می کند. رابطه ی دامنه ی این واکنش چقرمگی با تغییر حجم استحاله $\delta V/V$ ، و اختلاف سختی مارتنزیت-آستنیت δH_v (تحت تأثیر کرنش سخت گردانی) نشان داد که، برخلاف ذرات جامد شکننده، رفتار چقرمگی با مقیاس $\delta J/h$ با توان سوم $\delta V/V$ ، حساس تر به انبساط حرارتی است. δH_v بالاتر همچنین چقرمگی بیشتری را توسعه می دهد.

چقرمگی استحاله قابل توجهی که به وسیله ی (Stavehaug(1990 در سری های تازه تر آستنیت های γ' استحکام یافته مشاهده شد، در شکل ۳.۱۱ به طور مختصر بیان شد، به طوری که نقاط تافنس J_{IC} اندازه

گیری شده در دمای اتاق در برابر یک پارامتر پایدار ترمودینامیکی به وسیله ی اختلاف بین نیرو محرکه ترمودینامیکی فعال کل و مقدار بحرانی آن در M_s^σ تعریف شد. مشابه با نتایج Leal و Young ، چقرمگی در شرایط M_s^σ حداکثر است، اما در این آزمایشات پیش از چقرمگی آستنیت پایدار که به وسیله ی خط تیره نشان داده شد، افزایش چقرمگی ظاهری به طور چشمگیری بالاتر است.

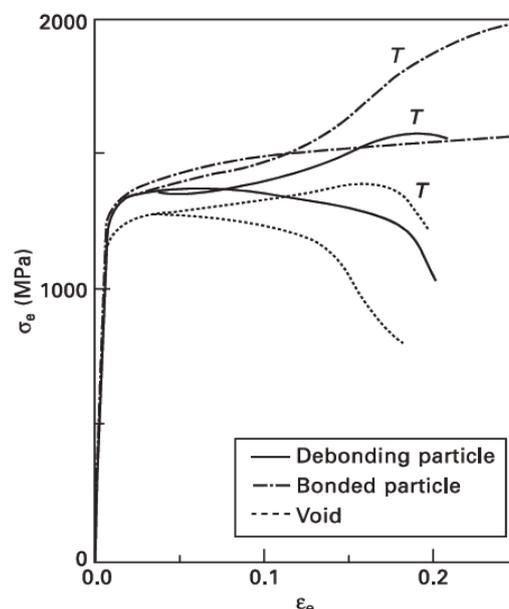
مدل سازی کمی علم مکانیک چقرمگی استحاله مکانیزم هایی را روی دو مقیاس طولی نشان داد. به طوری که تحلیل واکنش های سخت گردانی و عاری از نرم شدگی استحاله، موضع را در سطح ماکروسکوپی بر می انگیزد، Stringfellow و Parks در سال ۱۹۹۱ و Stringfellow در سال ۱۹۹۰ یک سری از محاسبات مدل را با ترکیب کردن مدل عاری از نرم شدگی درون مدل تشکیل دهنده استحاله انجام دادند.



شکل ۳.۱۱ تافنس شکست JIC اندازه گیری شده از سری آلیاژی آستنیتی 4Cr و 12Cr (استحکام تسلیم 1380MPa) در نتیجه تابعی از پارامتر پایداری ترمودینامیکی آستنیت (Stavehaug, 1990).

روی یک مقیاس طولی کوچک، مشاهدات میکروسکوپ الکترونی (Young, 1988) از توزیع خوب مارتنزیت ناشی از کرنش در پیرامون ذرات با اندازه $0.1\mu m$ پس از کشیدن تا سطوح بهتر کرنش جوانه زنی ریزحفره از مواد بدون دگرگونی، یک واکنش عبوری مستقیم تر بین استحاله و فرایند واحد شکست داکتیل را نشان می دهد. Socrate و Parks (1995) مدل تشکیل دهنده استحاله را در شبیه سازی های عددی جوانه زنی میکروحفره ، رشد و به هم پیوستگی با استفاده از یک مدل با منطقه چسبناک برای فصل مشترک بدون اتصال مشابه با آن که به وسیله ی Needleman (1987) بیان شد، به کار بردند. با استفاده از تقریب های استحکام فصل مشترک برای ذرات TiC مشاهده شده در آلیاژهای تجربی، شکل ۳.۱۲ منحنی های تنش-کرنش محاسبه شده را برای یک مدل سلولی از ناحیه فرایند ترک-نازک با کنترل حالت تنش $\sigma_h/\sigma=1.12$ نشان می دهد. منحنی های نقطه دار ، خط تیره و توپر به ترتیب بیانگر مواد با (a) حفره ی موجود از قبل ، (b) ذره پیوسته به طور پایدار ، و (c) ذره ناپیوسته است. منحنی های برچسب دار با T اثر استحاله ناشی از

کرنش را در شدتی نزدیک به دمای M_s^σ نوک ترک نشان می دهد. با مقایسه رفتارهای تغییر شکل یافته و بدون تغییرشکل برای مواد با هر دو حالت حفره دار یا ذره ناپیوسته، استحاله به طور عمده ای شروع نرم شدگی میکروحفره را مبنی بر کرنش منفی سخت گردانی به تأخیر می اندازد تا اینکه شکست موضعی برشی جلو رود. حوزه های تغییرشکل که از قبل برای جوانه زنی محاسبه شد، در سازش خوبی با مشاهدات تجربی است. شبیه سازی عملکرد دوقلویی ذرات، معمولاً تعویق در به هم پیوستگی میکروحفره ها را نشان می دهد، اما به نظر می رسد که بزرگترین تأثیر چقرمگی مرتبط با تأخیر افتادن در ناپایداری برشی از کاستن سرعت رشد حفره باشد. کرنش مطابق با شروع نرم شدگی پایانی (حداکثر تنش) در شکل ۱۲.۳ همراه با دگرگونی به وسیله ی یک فاکتور مشابه با افزایش چقرمگی J_{IC} در شکل ۱۱.۳ افزایش می یابد.



شکل ۱۲.۳ محاسبه منحنی تنش-کرنش برای مدل حفره ای نوک ترک ؛ منحنی T بیانگر تغییرشکل مواد است، در حالیکه منحنی های دیگر بیانگر مواد بدون تغییرشکل است.

۵.۳ نتیجه گیری

بنابر تئوری بر پایه ی مکانیزم نابجایی و سینتیک استحاله های مارتنزیتی نا همگن جوانه زا، مدل های کمی برای سینتیک استحاله های مارتنزیتی تحت تنش و ناشی از کرنش گسترش یافت. روابط جریان ترکیب کننده برای پلاستیسیته استحاله که براساس این مدل های سینتیکی استنتاج شد، اثر سخت گردانی استاتیک ناشی از استحاله و اثر نرم شدگی دینامیک از استحاله را مانند یک مکانیزم تغییرشکل ترکیب می کند. اثرات سخت گردانی و نرم شدگی استحاله می تواند منحنی تنش-کرنش را از شکل عادی با انحنای رو به پایین به شکلی

با انحنای رو به بالا خم کند، به طوری که با بالا بردن انعطاف پذیری یکنواخت حداکثر، به یک رفتار سخت گردانی نمایی ایده آل نزدیک می شود. شبیه سازی عددی شکست داکتیل کنترل شده در ناپایداری برشی نشان می دهد که رفتار پلاستیسیته استحاله می تواند همچنین برای افزایش ذاتی چقرمگی شکست داکتیل مشهود، محاسبه شود.

رفتارهای نشان داده شده در فولادهای سرشار از آستنیت مبنایی را برای کنترل پیش بینی پلاستیسیته استحاله در سیستم های فازی پراکنده ارائه می دهد. به طور وسیع تر، استفاده از تئوری پیش بینی پلاستیسیته استحاله به منظور افزایش خواص مکانیکی فولادهای پیشرفته، راه اساسی تحقیقات علمی فولاد را برجای می گذارد. کنترل پیش بینی پیچیدگی رفتار مارتنزیتی به عنوان اساس نگرش سیستمی مبتنی بر علم مهندسی مواد به کار رفت. در این روش، متالورژی آهنی نقش عمده ای را در تکنولوژی جدید طراحی مواد ایفا می کند (Olson ، 2006) .

ترجمه و تدوین :

گروه ترجمه سایت ایران مواد

تنها مرکز تخصصی ترجمه متون مهندسی مواد

متالورژی، سرامیک، جوش، نانو، بایو

Iran-mavad.com/trans

trans@iran-mavad.com

09014745944

www.Iran-mavad.com

مرجع دانشجویان و مهندسين مواد