

تأثیر دمای تغییر شکل بر خواص مکانیکی فولادهای دوفازی فریتی - بینائیتی

محمد رضا اکبرپور (کارشناس)

پژوهشگاه مواد و انرژی

علی اکبر اکرامی (استاد)

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف

در این تحقیق فولاد دوفازی فریتی - بینائیتی با کسرهای حجمی مختلف فریت از طریق عملیات حرارتی مناسب تهیه شد. این فولاد در محدوده دمایی 250° - 50° درجه سانتیگراد تحت آزمایش کشش با آهنگ کرنش مختلف قرار گرفت. با تحلیل داده‌های منحنی‌های تنش-کرنش برای این نوع فولاد مشاهده شد که تغییر شکل این فولاد در محدوده دمایی ذکر شده را می‌توان با استفاده از دو معادله هولمن به‌طور مناسب تقریب زد. علاوه بر این، وجود دو مرحله کارسختی برای این فولاد مشخص شد. همچنین تأثیر کسر حجمی فریت، تغییرات دما و آهنگ کرنش بر پارامترهای معادله هولمن بررسی شده است. نتایج حاصله بیانگر وجود حساسیت منفی به آهنگ کرنش و بیشینه کارسختی در محدوده دماهای متوسط‌اند که به‌عنوان نشانه‌های پیرکرنشی دینامیکی شناخته می‌شوند. همچنین با پیش‌بینی سازوکار تغییر شکل برای این فولاد مشخص شد که آهنگ کارسختی در مرحله اول کارسختی بیشتر وابسته به کسر حجمی بینائیت و در مرحله دوم وابسته به استحکام بینائیت یا اختلاف استحکام دو فاز است.

واژگان کلیدی: فولاد دوفازی، فریت، بینائیت، کارسختی، آهنگ کرنش، پیرکرنشی دینامیکی.

mreza.akbarpour@gmail.com
ekrami@sharif.edu

مقدمه

که در آن نرخ کار سختی است -- نشان‌دهنده میزان توانایی ماده در به تعویق انداختن موضعی شدن کرنش است. پارامتر n از دو لحاظ حائز اهمیت است: ۱. n نشان‌دهنده کرنش سختی یا کارسختی ماده است؛ هر قدر n زیاد باشد آهنگ کارسختی ماده بالاتر است. ماده‌یی که میزان n بالاتری دارد برای فرایند تغییر شکل ارجحیت دارد. مواد با قابلیت ماشین‌کاری خوب باید چقرمگی شکست پایین و ضریب کارسختی کمی داشته باشند، در حالی که برای مواد ابزار عکس قضیه صادق است. ۲. n معیاری است برای کشیده شدن ماده در حین تغییر شکل. هر چه مقدار n زیادتر باشد ماده قبل از ناپایداری و گلوبی شدن تغییر شکل بیشتری می‌دهد. در کشش فنجان‌ی n میزان بالای n باعث کاهش مقدار چین‌خوردگی در حین تغییر شکل و کارسختی زیاد در دیواره‌ی فنجان می‌شود. بنابراین هنگام افزایش نیروی نگه‌دارنده ورق، ماده به‌راحتی نمی‌شکند؛ زیرا n برابر کرنش حقیقی در استحکام کششی نهایی است و حد کرنش برای تغییر شکل یکنواخت است. این ثابت‌ها به‌طور گسترده برای ارزیابی رفتار ماده در کشش و فشار تک‌محور در دمای اتاق [۸-۶] و در دماهای بالا بررسی شده‌اند [۹-۱۱]. اما تعدادی از مواد -- نظیر فولادهای دوفازی -- دقیقاً از معادله هولمن پیروی نمی‌کنند. برای این مواد تغییرات Lne یا Lno غیرخطی است یعنی n و k نمی‌توانند رفتار جریان و رفتار کارسختی این مواد را به‌درستی نشان دهد [۱۲-۱۴]. توماس هوپر و همکارانش نیز

به‌منظور توسعه روابط نیمه تجربی برای بیان رفتار تغییر شکل مواد تلاش‌های زیادی صورت گرفته است. روابط پیشنهادی هولمن [۱]، لودویک [۲] و سويفت [۳] معمولاً برای بیان رفتار تنش حقیقی و کرنش حقیقی مواد مختلف به کار می‌روند. پارامترهای موجود در این معادلات برای ارزیابی سازوکارهای اساسی و تغییرات ریزساختاری ضمن تغییر شکل استفاده می‌شوند [۴]. به‌علاوه، برخی از پارامترهای این معادلات بیان‌گر ویژگی شکل‌پذیری ماده‌اند [۵].

رفتار خمیری بسیاری از مواد و آلیاژها با استفاده از رابطه‌ی ۱ (معادله هولمن)

بیان می‌شود:

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

که در آن n توان کارسختی، و k ضریب استحکام ماده است. با ترسیم داده‌های تنش - کرنش در مقیاس لگاریتمی و تطبیق دادن آن با یک خط راست این پارامترها محاسبه می‌شوند. شیب خط n و عرض از مبدأ آن در $\epsilon = 1$ برابر k است [۱].

در حالت عادی این دو پارامتر شکل منحنی جریان را مشخص می‌کنند. مقدار

k معیاری است برای استحکام ماده و اندازه‌ی نیروی مورد نیاز برای شکل‌دهی، و

مقدار n که وابسته به شیب منحنی تنش - کرنش است - $n = (\epsilon/\sigma)(d\sigma/d\epsilon)$

تاریخ: دریافت ۱۳۸۵/۱۱/۷، داوری ۱۳۸۶/۱۰/۲۶، پذیرش ۱۳۸۷/۶/۱۷.

رفتار برخی از فولادهای دوفازی را طی آزمایشات تجربی و روش اجزای محدود بررسی کرده‌اند و دو مرحله کارسختی برای آنها قابل مشاهده اند^[۱۵]. برخی محققان نیز سه مرحله کارسختی را برای برخی فولادهای دوفازی مشاهده کرده‌اند که هر مرحله توصیف‌کننده‌ی تغییرات ساختار حین تغییر شکل است^[۱۷،۱۶]. وجود مراحل مختلف کارسختی به‌خاطر فعال شدن سازوکارهای مختلف تغییر شکل در محدوده‌های کرنش مرتبط با هرکدام از مراحل از جمله ترتیب تغییر شکل فازها، نوع تغییر شکل (همگن یا ناهمگن)، میزان ناسازگاری خمیری، دگرگونی فازی ضمن تغییر شکل مثل دگرگونی آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و بازیابی است^[۱۷-۱۲]. در این تحقیق داده‌های تجربی با دو معادله‌ی هولمن تطبیق داده می‌شود و تأثیر دما، کسر حجمی فریت و آهنگ کرنش بر پارامترهای معادله‌ی هولمن و نیز شکل پذیری ماده بررسی خواهد شد.

مواد و کارهای تجربی

فولاد مورد استفاده در این تحقیق میله‌های فولاد AISI ۴۳۴۰ با ترکیب شیمیایی ارائه‌شده در جدول ۱ است. میله‌های فولادی را بعد از یکنواخت‌کردن (نرمالیزه‌کردن) و کسب ساختار ظریف، ابتدا در دمای ۹۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت نگهداری تا استینیتی شوند. سپس آنها را مستقیماً به دمای بین‌بحرانی ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد منتقل، و برای کسب ساختار فریت - استینیت به مدت زمان‌های متفاوت در این دما نگهداری شدند. پس از نگهداری در منطقه‌ی دوفازی فریت و استینیت، نمونه‌ها سریعاً به حمام نمک با دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد منتقل، و به مدت ۴۰ دقیقه در حمام نمک تحت دگرگونی بازپخت استینیتی قرار گرفتند و نهایتاً در هوا تا دمای اتاق سرد شدند.

به‌منظور مطالعه‌ی ریزساختار نمونه‌هایی تهیه و با محلول ۲ درصد نیتال حکاکی^۲ شدند و از طریق تحلیل تصویری، کسر حجمی فازها تعیین شدند. نمونه‌های کششی مطابق با استاندارد ASTM E8M تهیه، و تحت آزمایش کشش در محدوده‌ی دمایی ۵۰-۲۵۰ درجه سانتی‌گراد با دستگاه کشش اینسترون و با آهنگ‌های مختلف کرنش قرار گرفتند. تمامی نتایج ارائه‌شده در این نوشتار از آزمون کشش با آهنگ کرنش $10^{-4} \times 4/6$ آورده شده است مگر جایی که مستقیماً ذکر شده باشد.

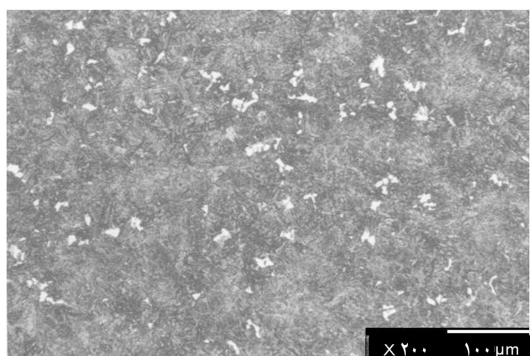
نتایج و بحث

ریزساختار

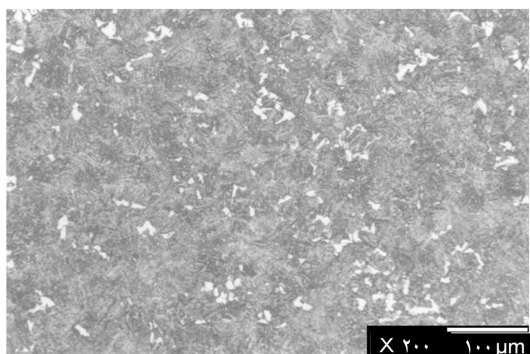
تصاویر میکروسکوپ نوری فولاد دوفازی مورد بررسی در شکل ۱ نشان داده شده است. کسر حجمی فریت در فولاد دوفازی به دست آمده با آنیل بین‌بحرانی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان‌های ۳۰، ۶۰، ۸۰ دقیقه به ترتیب برابر ۰٫۱۱۳، ۰٫۲۲۸، ۰٫۳۴۱ است.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد مورد بررسی (درصد وزنی).

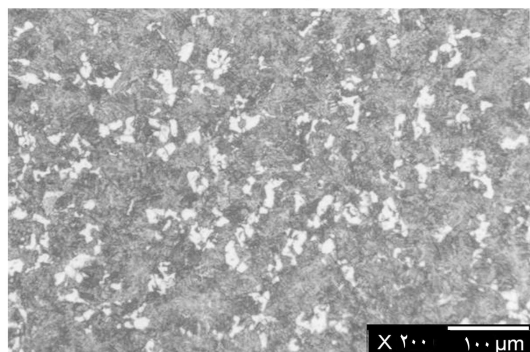
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
۰٫۴۴۲	۰٫۲۹۲	۰٫۷۲۲	۰٫۰۲۴۴	۰٫۰۱۰۴	۰٫۷۸۲	۱٫۸۴
Mo	Al	Co	Nb	Cu	V	Ti
۰٫۲۴۶	۰٫۰۲۷۶	۰٫۰۱۳۶	۰٫۰۰۱۳	۰٫۰۲۶۳	۰٫۰۰۲۷	۰٫۰۰۲۵



(الف)



(ب)



(ج)

شکل ۱. ریزساختار فولاد دوفازی الف: ۱۱٫۳٪ ب: ۲۲٫۳٪ ج: ۳۴٫۱٪ درصد حجمی فریت، در تصاویر فوق فریت به رنگ روشن و بینایت به رنگ تیره می‌باشد.

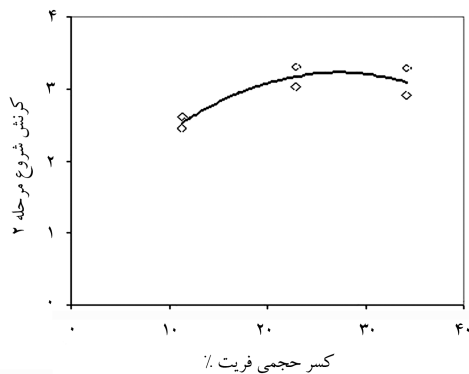
کارسختی

مطالعاتی که اخیراً روی فولادهای دوفازی انجام شده نشان‌گر آن است که تنش جریان این مواد از معادله‌ی هولمن که معمولاً در تحلیل رفتار کارسختی مواد فازی کاربرد دارد، پیروی می‌کنند. شکل ۲ منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد (در مقیاس لگاریتمی) را برای فولاد دوفازی با درصد‌های مختلف فریت نشان می‌دهد. همچنین شکل‌های ۳ الف و ۳ ب به ترتیب منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی را برای فولاد مورد بررسی در درصد‌های حجمی مختلف فریت و در دماهای ۲۵ و ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد (در مقیاس لگاریتمی) نشان می‌دهند. تغییرات غیرخطی $\ln \sigma \propto \ln \epsilon$ نشان می‌دهد که یک معادله‌ی هولمن نمی‌تواند رفتار جریان این ماده را به‌طور دقیق نمایش دهد. دو معادله‌ی هولمن

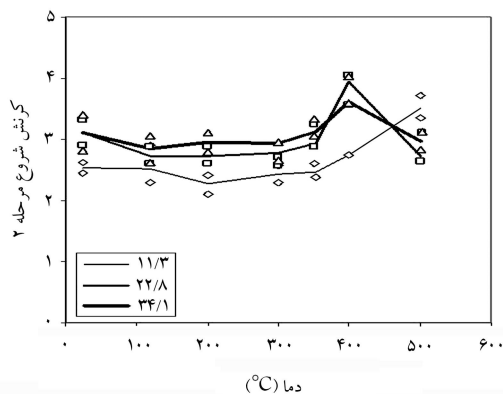
در همه‌ی دماها و درصد‌های مختلف فریت محاسبه، و تغییرات این پارامترها با افزایش کسر حجمی فریت، دما و آهنگ کرنش بررسی می‌شود.

تأثیر کسر حجمی فریت و دما بر کرنش شروع مرحله‌ی دوم کارسختی

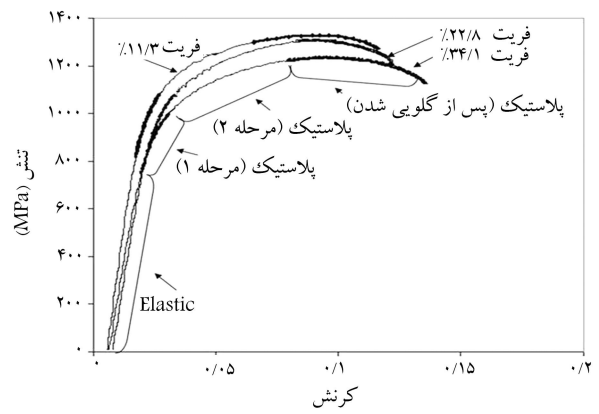
افزایش کرنش شروع مرحله دو کارسختی در دمای اتاق در پی افزایش کسر حجمی فریت (شکل ۴) نشان‌گر افزایش انعطاف‌پذیری بر اثر افزایش کسر حجمی فریت در نتیجه‌ی افزایش پیوستگی آن است، اما در بالاتر از کسر حجمی ۲۲/۸ درصد فریت تغییرات آن ناچیز است. توزیع کرنش و تنش در فازهای مختلف بستگی به پارامترهایی همچون درصد حجمی فازها، اختلاف استحکام دو فاز و اندازه‌ی ذرات هر فاز دارد. در درصد‌های بالای فریت توزیع کرنش و تنش در فولادهای دوفازی تغییر می‌کند. می‌توان گفت که با افزایش درصد حجمی فاز سخت نسبت کرنش فاز سخت به کرنش فاز نرم افزایش می‌یابد^[۱۸]. وجود درصد حجمی بالای بینایت در اختلاف استحکام معین فازها، موجب تغییر شکل بینایت در کرنش‌های ماکروسکوپی کم‌تر می‌شود. با افزایش دما، میزان کرنش شروع مرحله‌ی دوم کارسختی ابتدا کاهش و سپس در محدوده‌ی دماهای متوسط تغییرات ناچیز و در دماهای بالاتر مجدداً افزایش می‌یابد (شکل ۵). لازم به ذکر است که در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد



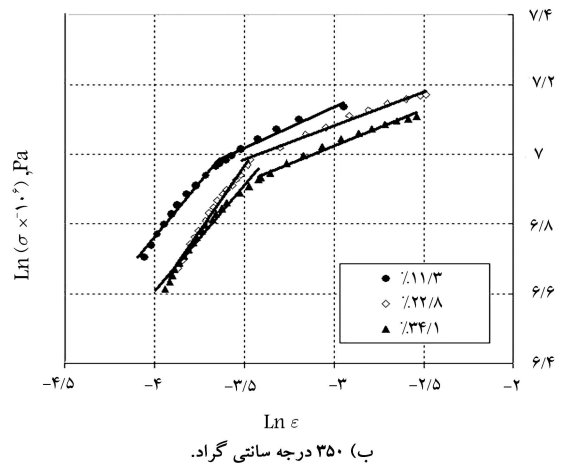
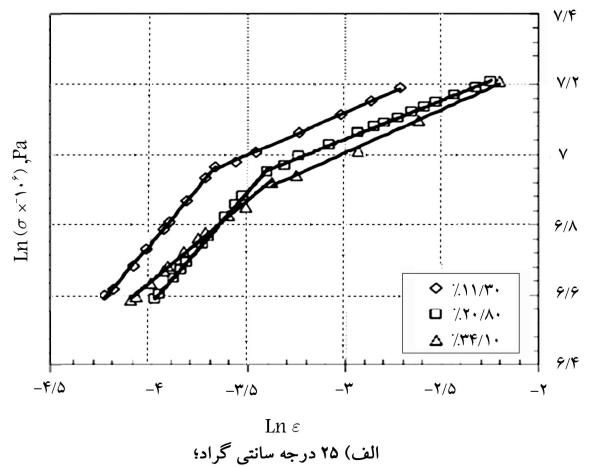
شکل ۴. تأثیر کسر حجمی فریت بر کرنش شروع مرحله‌ی دوم کارسختی در دمای اتاق.



شکل ۵. تأثیر دما بر کرنش شروع مرحله‌ی دوم کارسختی در درصد‌های حجمی مختلف فریت.

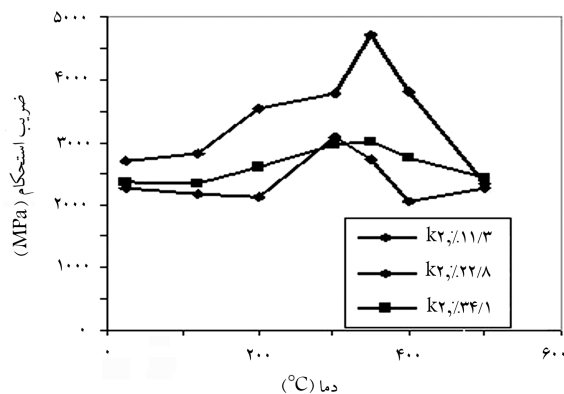


شکل ۲. منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی فولاد دوفازی با درصد‌های حجمی مختلف فریت در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد.

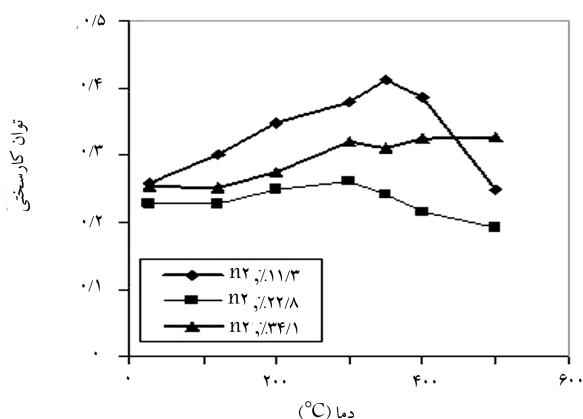


شکل ۳. منحنی تنش حقیقی-کرنش حقیقی در مقیاس لگاریتمی در درصد‌های حجمی مختلف فریت.

حاصل از داده‌های تجربی به صورت دو خط راست در مقیاس لگاریتمی با تطابق مناسب، برای نمایش منحنی‌های تنش و کرنش در همه‌ی دماها کاربرد دارد. لذا دو مرحله‌ی کرنش سختی برای این مواد پیش‌بینی می‌شود. پارامترهای معادله‌ی هولمن (n و k) در هر دو مرحله‌ی کارسختی با تطبیق داده‌های تجربی با دو معادله‌ی هولمن



شکل ۸. تأثیر دما بر ضریب استحکام در مرحله‌ی دوم کارسختی در درصدهای حجمی مختلف فریت.



شکل ۹. تأثیر دما بر توان کارسختی در مرحله‌ی دوم کارسختی در درصدهای مختلف فریت.

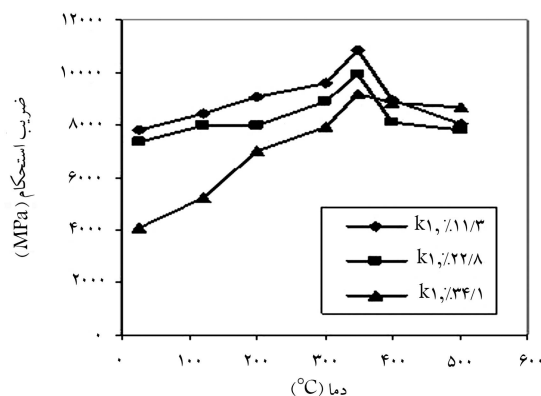
تأثیر آهنگ کرنش بر توان کارسختی و ضریب استحکام

تأثیر آهنگ کرنش بر پارامترهای معادله‌ی هولمن برای این فولاد در کسر حجمی فریت ۳۴/۱ درصد در دماهای ۱۰۰، ۳۵۰ و ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد مورد بررسی قرار گرفته است. رفتار تنش و کرنش فولادهای دوفازی با یک رابطه‌ی هولمن قابل بیان نیست و این مسئله در دماهای بالاتر حادث می‌شود؛ اما مشخص شد با به کار بردن دو معادله‌ی هولمن در بیان رفتار جریان در دماهای بالاتر به خوبی می‌توان رفتار کارسختی را تا شروع گلوبی در نمونه با خطای کم‌تری بیان کرد. تأثیر آهنگ کرنش بر رفتار تغییر شکل در پارامترهای معادله‌ی هولمن نهفته است. تغییرات این پارامترها با آهنگ کرنش در دماهای گفته شده در جدول ۲ ارائه شده است. مشاهده می‌شود که این تغییرات در دماهای ۱۰۰ و ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، و با افزایش آهنگ کرنش، افزایش می‌یابد. در این دماها حساسیت مثبت به آهنگ کرنش مشاهده می‌شود، و بنابراین میزان توان کارسختی و ضریب استحکام هر دو تابعی از آهنگ کرنش است. این تغییرات با برهم‌کنش پیچیده‌ی اتم‌های محلول موجود در این فولاد در دماها و آهنگ‌های کرنش متفاوت، از جمله بازیابی، مرتبط است. در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد، این پارامترها با افزایش آهنگ کرنش کاهش می‌یابند و در این دما شاهد حساسیت منفی به آهنگ کرنش هستیم. تغییرات پارامترهای معادله‌ی هولمن در این

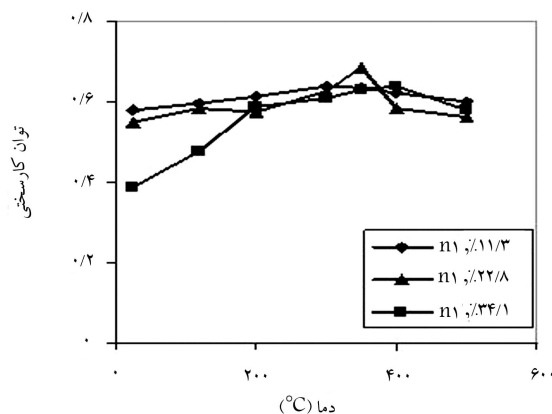
نرم شدن در دماهای بالا باعث کاهش میزان این کرنش شده است. در درصدهای بالای فاز فریت، کم‌بودن انعطاف‌پذیری در محدوده‌ی دماهای متوسط با پدیده‌ی پیرکرنشی دینامیکی ارتباط دارد [۲۰، ۱۹].

تأثیر دما بر توان کارسختی و ضریب استحکام

تغییرات پارامترهای معادله‌ی هولمن در مراحل مختلف کارسختی بر اثر افزایش دما در شکل‌های ۶ تا ۹ نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که این پارامترها با افزایش دما تا حدود دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد افزایش و سپس کاهش می‌یابد. این رفتار فولاد مورد بررسی در محدوده‌ی دماهای متوسط به‌عنوان یکی از نشانه‌های پیرکرنشی دینامیکی شناخته شده است [۲۲-۲۰، ۱۸]. تسلیم دندانه‌دار باعث افزایش آهنگ کارسختی، حساسیت منفی به آهنگ کرنش، وابستگی تنش‌های جریان به دما، و کاهش انعطاف‌پذیری می‌شود. این امر ناشی از برهم‌کنش بین نابیایی‌ها با عناصر محلول بین‌نشین کربن و نیتروژن در حین تغییر شکل در محدوده‌ی دماهای پیرکرنشی است. در سایر دماها تغییرات کارسختی تحت تأثیر سازوکارهای نرم شدن فعال در حین تغییر شکل (لغزش متقاطع، سرش فصل مشترک و بازیابی) است.



شکل ۶. تأثیر دما بر ضریب استحکام در مرحله‌ی اول کارسختی در درصدهای حجمی مختلف فریت.



شکل ۷. تأثیر دما بر توان کارسختی در مرحله‌ی اول کارسختی در درصدهای حجمی مختلف فریت.

جدول ۲. تغییر رفتار جریان با آهنگ کرنش در سه دمای مختلف برای فولاد دوفازی حاوی ۳۴٪ فریت (K بر حسب MPa است).

آهنگ کرنش (1/sec)	$10^{-2} \times 1/3$	$10^{-4} \times 4/6$	$10^{-5} \times 9/2$
$T = 100^\circ C$			
n_1	۰٫۵۱	۰٫۴۸۳	۰٫۴۷۱
k_1	۵۸۸۶	۵۴۳۵	۴۹۰۰
n_2	۰٫۲۶۹	۰٫۲۵۱	۰٫۲۳۸
k_2	۲۳۳۶	۲۱۴۷	۲۰۰۵
$T = 250^\circ C$			
n_1	۰٫۶۲۱	۰٫۶۴۹	۰٫۶۸۲
k_1	۸۸۵۶	۹۰۰۶	۹۴۵۰
n_2	۰٫۳۲	۰٫۳۳	۰٫۳۵۱
k_2	۲۸۲۷	۲۹۵۰	۲۹۸۰
$T = 500^\circ C$			
n_1	۰٫۶۱	۰٫۵۷۵	۰٫۵۶
k_1	۸۶۷۵	۸۳۸۰	۸۳۵۰
n_2	۰٫۳۳	۰٫۳۱۵	۰٫۲۹۴
k_2	۲۵۶۷	۲۳۹۳	۲۱۱۰

دما با اثر پیرکرنشی دینامیکی در ارتباط است. این پدیده اغلب به برهم‌کنش‌های دینامیک میان نابجایی‌های متحرک و اتم‌های محلول مربوط می‌شود^[۲۳،۲۰]. گزارش شده است که پیرکرنشی دینامیکی باعث افزایش آهنگ تولید نابجایی‌ها و تأثیر در بازیابی ساختار آنها در بسیاری از آلیاژها می‌شود^[۲۴].

تأثیر کسر حجمی فریت بر توان کارسختی و ضریب استحکام

نتایج حاصل از آزمایشات نشان‌گر وجود دو مرحله‌ی کارسختی برای فولاد دوفازی فریتی-بینیتی حاوی کسر حجمی فریت کم‌تر از ۳۴ درصد است (شکل ۳). این منحنی‌ها نشان می‌دهند که تنش جریان فولادهای دوفازی با استفاده از کارسختی دومرحله‌یی قابل توصیف است. دو مرحله‌ی مشاهده شده ممکن است ناشی از سازوکارهای مختلف کارسختی به همراه توزیع ظریف فاز نرم فریت است. همان‌طور که در شکل‌های ۱۰ و ۱۱ مشاهده می‌شود در دمای اتاق و محدوده‌ی کسر حجمی فریت مورد بررسی توان کارسختی و ضریب استحکام در مرحله‌ی اول کارسختی با افزایش کسر حجمی فریت کاهش می‌یابد. نحوه‌ی تغییرات این پارامترها با افزایش مقدار فاز نرم فریت در مرحله‌ی دوم متفاوت است. در این مرحله تغییرات توان کارسختی با کسر حجمی فریت ناچیز است. با توجه به این نتایج می‌توان سازوکارهای تغییر شکل در مراحل مختلف را چنین پیش‌بینی کرد:

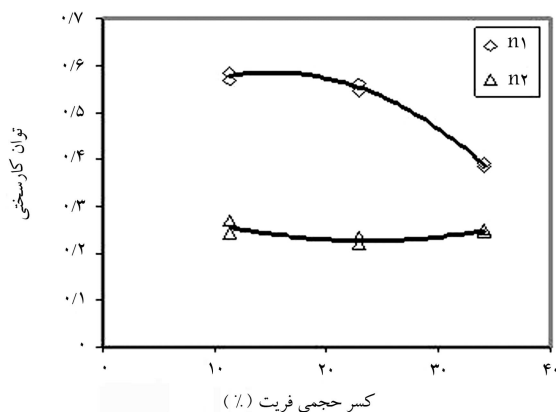
الف) در مرحله‌ی اول و در درصد‌های حجمی کم فریت، تغییر شکل فریت همگن اما تغییر شکل بینایت به صورت ناهمگن رخ می‌دهد. به علاوه در درصد‌های کم فریت، قسمت‌هایی از فاز بینایت که در مجاورت فریت نرم قرار دارند به خاطر

تمرکز تنش همزمان با فاز فریت تغییر شکل می‌دهند. با افزایش کسر حجمی فریت یا به عبارت دیگر پیوستگی فاز فریت تغییرشکل بینایت در مرحله‌ی دوم رخ می‌دهد.

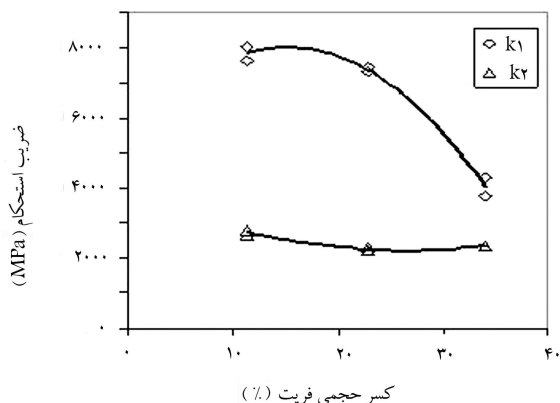
ب) در درصد‌های حجمی کم فریت، هر دو فاز هم‌زمان در مرحله‌ی دوم کارسختی، تغییر فرم همگن می‌دهند. در مرحله‌ی دوم فرایندهای تغییرشکل شدید فریت و تغییر شکل ناهمگن اندک بینایت اتفاق می‌افتد. همچنین تبدیل استنیت باقی‌مانده به مارتنزیت و بازیابی دینامیکی در این مرحله رخ می‌دهد. برخی مشاهدات تجربی این فرضیات را تأیید می‌کنند:

اولاً شیب منحنی تنش-کرنش، در مقیاس لگاریتمی، در مرحله‌ی اول با افزایش کسر حجمی بینایت زیاد می‌شود. به عبارتی هر قدر کسر حجمی بینایت زیاد باشد، به دلیل مشکل‌شدن حرکت نابجایی، توان کارسختی بیشتر می‌شود.

ثانیاً توان کارسختی در مرحله‌ی دوم تقریباً مستقل از کسر حجمی فریت است و در این مرحله سازوکارهای کاهنده‌ی کارسختی - از جمله بازیابی دینامیکی - و سازوکارهای افزایشده‌ی کارسختی - از جمله تبدیل استنیت به مارتنزیت - عمل می‌کنند. توان کارسختی مرحله‌ی دوم در دماهای بالاتر، در کسر حجمی فریت ۲۲/۸ درصد مقدار کم‌تری نسبت به درصد حجمی فریت ۳۴/۱ درصد نشان می‌دهد (شکل ۹). این نشان می‌دهد که در درصد‌های حجمی بیشتر یا بینایت تغییر شکل



شکل ۱۰. تأثیر کسر حجمی فریت بر توان کارسختی مراحل مختلف کارسختی در دمای اتاق.



شکل ۱۱. تأثیر کسر حجمی فریت بر ضریب استحکام مراحل مختلف کارسختی در دمای اتاق.

در محدوده‌ی دمای مورد بررسی فولادهای دوفازی با کسر حجمی بالای بینایت بر اساس سازوکارهای فعال شده‌ی تغییر شکل، دو مرحله کارسختی از خود نشان می‌دهند.

توان کارسختی و ضریب استحکام با افزایش دما افزایش می‌یابد، سپس در دماهای بالاتر کاهش می‌یابد. بیشینه کارسختی مشاهده شده در دماهای متوسط یکی از نشانه‌های وقوع پدیده‌ی پیرکرنشی دینامیکی در این محدوده است.

با افزایش کسر حجمی فریت یا پیوستگی فریت، توان کارسختی مرحله‌ی اول کاهش می‌یابد اما توان کارسختی مرحله‌ی دوم تقریباً مستقل از کسر حجمی فریت است. n_1 وابسته به کسر حجمی بینایت، و n_2 وابسته به استحکام بینایت یا کسر کربن بینایت، میزان استتیت باقی‌مانده و قابلیت بازیابی است.

کرنش شروع مرحله‌ی دوم کارسختی با افزایش کسر حجمی فریت زیاد می‌شود که نشان‌دهنده‌ی افزایش انعطاف‌پذیری با افزایش مقدار فریت است.

تحلیل کارسختی داده‌های تنش جریان نشان داد که کرنش شروع مرحله‌ی دوم کارسختی در محدوده‌ی وقوع پدیده‌ی پیرکرنشی دینامیکی تقریباً مستقل از دماست. همچنین کم‌ترین مقدار کرنش شروع کارسختی مرحله‌ی دوم در محدوده‌ی دمایی 350° و 200° درجه سانتی‌گراد مشاهده شد که نشان‌دهنده‌ی کاهش انعطاف‌پذیری در اثر پیرکرنشی دینامیکی در محدوده‌ی دماهای پیری است.

در دمای 350° درجه سانتی‌گراد حساسیت به آهنگ کرنش منفی، و در دماهای 500° و 100° درجه سانتی‌گراد حساسیت مثبت به آهنگ کرنش مشاهده شد. حساسیت منفی به آهنگ کرنش نشان‌دهنده‌ی وقوع پیرکرنشی دینامیکی در دمای 350° درجه سانتی‌گراد است.

پیدا نمی‌کند، یا در کرنش‌های زیاد در حد ناچیزی تغییر شکل می‌دهد. با افزایش کسر حجمی فریت به خاطر کم بودن انحلال‌پذیری کربن در فریت کربن از فریت پس‌زده شده و درصد کربن بینایت افزایش می‌یابد. مقدار کربن بینایت در فولادهای دوفازی با استفاده از قانون ساده‌ی اهرم و فرض بیشینه انحلال‌پذیری کربن برای فریت قابل محاسبه است. تأثیر درصد کربن به صورت آزاد و هم به صورت ترکیبی در فولادهای دوفازی فریتی-مارتنزیتی بررسی شده و مشخص شده که درصد کربن تأثیر زیادی بر خواص مکانیکی آنها دارد [۲۶، ۲۵]. ثابت شده است که افزایش میزان کربن باعث کاهش انعطاف‌پذیری این فولادها می‌شود [۲۷]. همچنین وابسته بودن توان کارسختی فولادهای دوفازی مارتنزیتی به درصد وزنی کربن فازها نیز در نوشتاری ویژه بیان شده است [۲۵]. برای فولادهای دوفازی فریتی-بینایتی، در مرحله‌ی دوم وجود کربن زیاد در فاز بینایت در فولادهای دوفازی فریت بالا، بازیابی دینامیکی را مشکل می‌سازد، تقریباً در مرحله‌ی دوم سازوکارهای کاهنده و افزایش‌دهنده کارسختی به تعادل رسیده و مستقل بودن آهنگ کارسختی این مرحله از کسر حجمی فریت توجیه می‌شود. بنابراین به‌طور کلی می‌توان گفت که کارسختی مرحله‌ی اول وابسته به کسر حجمی بینایت، و کارسختی مرحله‌ی دوم وابسته به استحکام بینایت یا درصد کربن آن است.

نتیجه‌گیری

بر اساس کارهای تجربی و تحلیل‌های بیان‌شده در این مقاله می‌توان نتیجه گرفت:

پانویس

1. cup drawing.
2. etch

منابع

1. J.H. Hollomon. Tensile deformation. Trans AIME ;**162**: 268-90 (1945).
2. P. Ludwik, Elemente der Technologischen Mechanik, Leipzig:Springer; p. 32 (1909).
3. H.W. Swift. J Mech Phys Solids ; 1:1-18 (1952).
4. S.N. Monteiro and R.E. Reed-Hill, Metal. Trans. 4, 1011-1015 (1973).
5. S..J. Green, J.J. Langen, J.D. Leasia and W.H. Yang, Metall. Trans.2,1813-1820 (1971).
6. H. Buhler and H W. Wagener Z. Metallk. 58,136-44 (1967).
7. J. Datsko .*Material Properties and Manufacturing Processes* (New York: wiley) (1966).
8. J.M. Fitzpatrick and J. Mater. 3 977-82 (1968).
9. D.J. Drobnjak and J.G. Parr Metall. Trans. 1 759-65 (1970).
10. D. Lee . *Metall. Trans.* 1 1607-16 (1970).
11. C.M. Sellars and W.J. Tegart, McG . *Int. Metall. Rev.* **17**,1-24 (1972).
12. L.F. Ramos, D.K. Matlock, G. Krauss: Metall. Trans. A, 10A.PP.259-261 (1979).
13. Z.Hiang, Z.Guan, and J.Lian: J. Mater. Sci., **28**. p. 1814 (1993).
14. R.G. Davies: Metall. Trans. A, **9A**, pp. 671-79 (1978).
15. Thomas Hoper. Shigeru Endo, Nobuyuki Ishikawa and Koichi Osawa, ISIJ International, **39** , (3), pp. 288-294 (1999).
16. F.H. Samuel: Mater. Sci.Eng., **92**, pp. L1-L4 (1987).
17. G.R. Speich and R.I. Miller: in Structure and Properties of Dual Phase Steels, R.A.Kot and J.W. Morries, eds., AIME, New York, NY, p.145 (1979).
18. F.M. Al-Abbasi and James A. Nemes, *Computational Materials Science, In Press* (2006).
19. A. Ekrami, *Materials Letters*, **59**, Issue 16, pp. 2070-2074 (2005).
20. E. Isaac Samuel, B.K. Choudhary and K. Bhanu Sankara Rao , *Scripta Materialia*, **46**, Issue 7, pp. 507-512 (2002).

21. P. Rodriguez, *Bulletin of Materials Science*, **6**, (4), p. 653 (1984).
22. P. Rodriguez *Bull. Mater. Sci.* 6, 653 (1984).
23. P.P. Data and K.A. Padmanabhan *J. Mater. Process Technol.* 112, p.68 (2001).
24. A.S. Keh, Y. Nakada and W.C. Leslie, "Dynamic strain aging in iron and steel" in *Dislocation Dynamics*, McGraw-Hill, p. 381 (1968).
25. I.A. El-Sesy a, Z.M. El-Baradie , *Materials Letters* 57, 580-585 (2002).
26. T. Furukawa, H. Murikawa, H. Tukechi, in: R.A. Kot, J.W. Morris (Eds.), *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, AIME, New York, , pp. 281-303 (1979).
27. G.R. Speich, *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, TMS-AIME, New York, pp. 30-45 (1981).

