

بررسی اثر تشعشع بر خواص مکانیکی آلیاژهای فلزی

مهدی جباری*

دانشجوی دکتری، مجتمع دانشگاهی هوافضا
دانشگاه صنعتی مالک اشتر

math.mahdi.jabbari@gmail.com

سیدمهدی نبوی

استادیار مجتمع دانشگاهی هوافضا
دانشگاه صنعتی مالک اشتر

nabavi@mut.ac.ir

مرتضی شهری

استادیار مجتمع دانشگاهی هوافضا
دانشگاه صنعتی مالک اشتر

shahravi@aut.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۳۹۳/۰۶/۱۴

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۳/۰۷/۲۰

چکیده

در این مقاله ارتباط خواص مکانیکی با تشعشع بررسی شده است. برای این منظور، نخست مفهوم تشعشع به اجمال بیان و دو نوع تشعشع شامل تشعشعات کیهانی و هسته‌ای تشریح می‌شود. بخش اعظم این مقاله بر مفهوم تشعشعات هسته‌ای (نوترونی) تمرکز دارد از همین رو مبحث آسیب تشعشعی در انتهای مقاله به تفصیل مورد بررسی قرار می‌گیرد. سپس مقاله‌ها و پژوهش‌های انجام‌شده در زمینه اثر تشعشع بر خواص مکانیکی بررسی و مرور می‌شود. پس از آن، به ترتیب اثر تشعشع بر سخت‌شوندگی و تغییر شکل، سخت‌شوندگی تشعشعی، دمای انتقال از حالت نرم به ترد و انرژی حد بالایی، چقرمگی شکست و خستگی بررسی و درباره علل فیزیکی و مکانیکی آن بحث می‌شود. در پایان سازوکارهای آسیب تشعشعی تشریح و آثار آن مرور می‌شود.

واژگان کلیدی: تشعشع، آسیب تشعشعی، خواص مکانیکی، خواص فیزیکی، شکست ترد

۱. مقدمه

تشعشع انتقال انرژی گرمایی از میان فضای خالی است. تمامی اشیاء با دمای بالاتر از صفر مطلق انرژی برابر با نرخ ضریب صدورشان تشعشع می‌کنند. تشعشع به محیط مادی نیاز ندارد، اما در خلأ هم صورت می‌گیرد. انرژی خورشید نیز قبل از رسیدن به زمین از خلأ عبور می‌کند. ضریب صدور تمام اجسام بستگی به طول موجشان دارد. دما، توزیع طول موج تشعشع الکترومغناطیسی را بیان می‌کند که منجر به قانون تشعشع جسم سیاه می‌شود. برای هر جسم انعکاس به طول موج تشعشعی واردشده به آن جسم

و همچنین به دمای چشمه تشعشع نیز بستگی دارد. ضریب صدور به طول موج و همچنین دمای خود جسم بستگی دارد. یکی از معروف‌ترین نظریه‌های موجود، تشعشع را به صورت انتشار مجموعه‌ای از ذرات به نام فوتون یا کوانتا می‌داند. نظریه دیگری نیز وجود دارد که تشعشع را انتشار امواج الکترومغناطیس می‌داند. براساس هر دو نظریه می‌توان تشعشع را به دو خاصیت مهم امواج؛ یعنی فرکانس و طول موج ارتباط داد. تشعشع اشعه گاما طول موج کوتاهی دارد و از این رو مورد توجه بسیاری از فیزیک‌دانان



و مهندسان است. تنها آن بخش از طیف الکترومغناطیسی که از ۰/۱ میکرومتر شروع و تا ۱۰۰ میکرومتر ادامه می‌یابد و شامل بخش فرابنفش و تمام امواج مرئی و مادون قرمز است، تشعشع گرمایی نام دارد و به بحث انتقال حرارت مربوط می‌شود. چهار ویژگی اصلی که تشعشع گرمایی دارد عبارت است از:

۱. تشعشع گرمایی، حتی در یک دمای انتخابی، در محدوده فرکانس‌های وسیع اتفاق می‌افتد. مقدار فرکانس به وسیله تشعشع قانون پلانک (برای مواد ایده‌آل) داده می‌شود.
۲. محدوده فرکانس اصلی (یا رنگ) تشعشع ساطع شده شامل فرکانس‌های بالاتر به صورت افزایش دما می‌باشد.
۳. کل مقدار تشعشع همه فرکانس‌ها خیلی سریع بر حسب دما بالا می‌رود.
۴. نرخ تشعشع گرمایی یک نوع خاص موج الکترومغناطیسی به نسبت مقدار جذبی است که در همان نوع موج تجربه شده است. این ویژگی‌ها در صورتی به کار برده می‌شود که فاصله در نظر گرفته شده بزرگ‌تر از طول موج‌های توزیع شده به رنگ‌های مرئی باشد. در واقع، تشعشع گرمایی تنها موج‌های حرکتی را دربر می‌گیرد. لازم به ذکر است که تابش‌های کیهانی عبارت است از ذرات مثبت (پروتون‌ها) و شماری ذرات آلفا و هسته‌های دیگر ذرات اولیه. پرتوهای کیهانی دارای انرژی عظیم از مرتبه میلیارد الکترون ولت است. گاهی این انرژی به مقادیر حیرت‌آور از مرتبه 10^{21} الکترون ولت می‌رسد. در محیط تشعشع، ذرات باردار نقش اصلی را ایفا می‌کنند. تفاوت آنها با محیط پلاسما در میزان انرژی آنهاست. در محیط پلاسما، سطح انرژی ذرات از مرتبه کیلو الکترون ولت است، حال آنکه در محیط تشعشع از مرتبه مگا الکترون ولت می‌باشد. ذرات تشعشعی می‌توانند به اجزای درونی حساس ماهواره نظیر بردهای الکترونیکی آسیب بزنند. در حالت کلی،

ذرات پرنرژی (نظیر الکترون‌ها، پروتون‌ها، نوترون‌ها و یون‌های سنگین‌تر) و فوتون‌ها (اشعه گاما و ایکس)، محیط تشعشع را تشکیل می‌دهند. سه منبع عمده برای محیط تشعشع متصور است: اول کمر بند تشعشعات به دام افتاده در میدان مغناطیسی زمین که موسوم به کمر بند تشعشعات ون‌آلن^۱ است. این کمر بند متشکل از الکترون، پروتون و یون‌های سنگین‌تر است که در خطوط میدان مغناطیسی زمین به دام افتاده‌اند. یکی از آثار تشعشعی این ذرات به دام افتاده، دوز (مقدار مجاز) کلی یونیزه‌کننده^۲ است. این عامل سبب تغییرات در خواص مواد سازه و میکروالکترونیک‌ها می‌شود. دوم تابش‌های با منبع کیهانی که از کهکشان‌های دیگر یا ناشی از انفجارات فضایی است و سوم تشعشعات ناشی از پرتاب جرم از سطوح خورشید می‌باشد. میزان نفوذ ذرات تشعشع در بدنه یک فضاپیما به سطح انرژی آنها و نوع ماده هدف بستگی دارد. معمول‌ترین روش برای محافظت ماهواره و زیرسیستم‌های آن در برابر تشعشع، استفاده از سپر تشعشعی^۳ است؛ یعنی اگر جرم کافی بین منبع تشعشع و ماده هدف قرار داده شود، تشعشعات توسط سپر جذب می‌شود و به ماده هدف نمی‌رسد [۱-۵].

۲. پیشینه پژوهش

در سال ۲۰۱۴ م، مارگولین^۴ و همکاران [۶] روی مدل‌سازی فیزیکی و مکانیکی اثر تشعشع نوترونی بر شکست نرم کار کردند. در سال ۲۰۱۳ م، چن [۷] بر آثار تشعشعی روی فولاد مارتنزیت با کروم بالا HT-9 کار کرد که این فولاد دارای قابلیت رسانایی حرارتی عالی و مقاومت تشعشعی مناسبی می‌باشد. در همان سال، بایون^۵ و همکاران [۹] درباره وابستگی چقرمگی شکست فولاد HT-9 به دما و دوز تشعشع در دوز بالا در مجرای سوخت FFTF^۶ (تأسیسات آزمایش جریان سریع) کار کردند. کوکرام^۷ و همکاران [۱۰] چقرمگی شکست مولیبدنوم بدون

آلیاژ، مولیبدوم ODS^۸ (تقویت‌شده با پراکندگی اکسید) و مولیبدوم TZM (آلیاژ مولیبدوم، زیرکونیوم و تانتال) را تحت تشعشع در محدوده دمایی ۵۰۷ تا ۲۴۴۱ درجه سانتی‌گراد بررسی کردند. کسو و همکاران [۱۱] روی مشاهده مقیاس اتمی در محل تشکیل حفره القاء‌شده به سبب تشعشع کار کردند. در سال ۲۰۱۱ م، کریشنا و سوورانو [۱۲] مدل میکرومکانیکی وابسته به نرخ و دمای مولیبدوم را تحت تشعشع نوترونی بررسی کردند. کالینین و همکاران [۱۳] درباره اثر تشعشع بر خواص کششی و چقرمگی شکست آلیاژهای CuCrZr و CuCrNiSi کار کردند. چوپرا و راثو [۱۴] در مقاله‌ای مروری، آثار تشعشعی روی مواد داخل هسته‌ای راکتور آب سبک را با لحاظ کردن در معرض آسیب‌بودن IASCC^۹ (ترک‌خوردگی ناشی از خوردگی و تنش تحت تشعشع) و نرخ‌های رشد ترک فولادهای ضدزنگ مارتنزیت بررسی کردند. در سال ۲۰۰۷، چن و همکاران [۱۵] روی رفتار ترک‌خوردگی و ساختار میکروسکوپی فولادهای ضدزنگ استنیت (سخت‌شده) و آلیاژ ۶۹۰ تحت تشعشع در راکتور BOR-60 در فاز I کار کردند. در سال ۲۰۰۶، آلن و همکاران [۱۶] اثر نرخ دوز را روی پاسخ فولادهای ضدزنگ استنیت (سخت‌شده) نسبت به تشعشع نوترونی بررسی کردند. در سال ۲۰۰۶ م، مالوی و همکاران [۱۷] روی آثار شرایط تشعشعی راکتور سریع روی خواص کششی دو نمونه فولاد فریتی / مارتنزیت کار کردند. کِلوه و همکاران [۱۸] به بررسی تجربی روی خواص مکانیکی فولادهای مارتنزیت (سخت و شکننده) شامل نیکل تحت تشعشع نوترونی پرداختند. همچنین در سال ۲۰۰۶، کِلوه و همکاران [۱۹] با مرور و تحلیل بررسی آثار هلیوم، روی خواص مکانیکی فولادهای مارتنزیت (سخت و شکننده) شامل نیکل تحت تشعشع نوترونی کار کردند. جیا و دای [۲۰] تغییر چقرمگی شکست فولادهای مارتنزیت را تحت تشعشع بررسی کردند. یاماموتو و همکاران [۲۱] نیز روی آثار تشعشع و هلیوم بر تغییرات تنش تسلیم و شکنندگی سخت‌شوندگی و

غیرسخت‌شوندگی فولادهای مارتنزیت چقرمه‌شده با جمع‌آوری اطلاعات و تحلیل داده‌های موجود کار کردند. در سال ۲۰۰۲ م، آلن و همکاران [۲۲] خواص مکانیکی فولاد ضدزنگ ۳۱۶ با ۲۰ درصد کار سردشده را تحت تشعشع در نرخ دوز پایین بررسی کردند. هیروسه و همکاران [۲۳] روی آثار تشعشعی بر خواص خستگی کم‌چرخه فولادهای فریتی / مارتنزیت با فعال‌سازی کاهش‌یافته کار کردند. در این مقاله ارزیابی آثار آسیب تشعشعی و آسیب تبدیل هسته‌ای بر مشخصات خستگی، پس از تشعشع نوترونی و پس از کاشت یونی هلیوم با انجام آزمایش‌های خستگی بررسی شده است. در سال ۲۰۰۰ م، استولر و زینکل [۲۴] در بررسی رفتار مکانیکی مواد تحت تشعشع روی رابطه بین مقاومت تسلیم تک‌محوره و تنش برشی تجزیه‌شده در مواد چندکریستالی کار کردند. در این بررسی‌ها می‌توان به این نتیجه رسید که تشعشع به سبب افزایش عیوب که عمدتاً نابه‌جایی‌ها و مواد رسوبی می‌باشند و نیز افزایش نرخ‌های انتشار و متورم‌شدن ساختار کریستالی، افزایش حفره‌ها، فضاهای خالی و نواحی تهیه‌شده خواص مکانیکی را تحت تأثیر قرار می‌دهد.

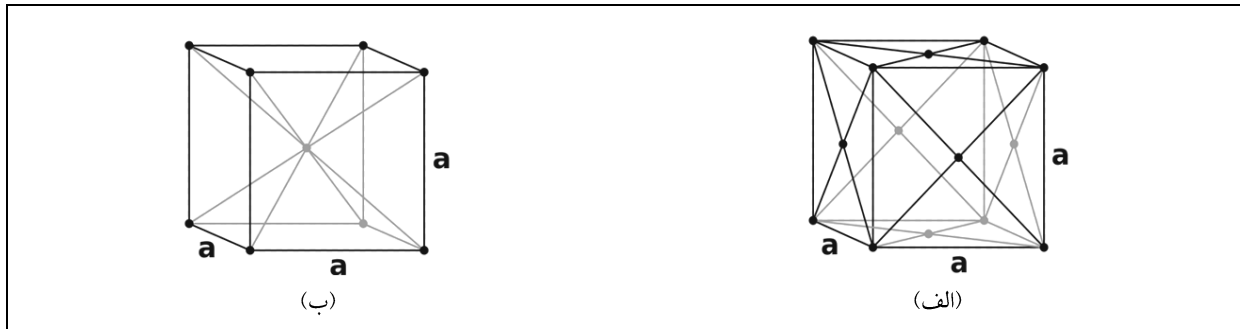
۳. اثر تشعشع بر سخت‌شوندگی و تغییر شکل

پرتوهای فلزات با تشعشع منجر به افزایش در مقاومت تسلیم ماده روی محدوده دمایی گسترده و اغلب در دمای $T_{irr} < 0.3 T_m$ آشکار می‌شود (T_m دمای ذوب مطلق می‌باشد). منحنی‌های تنش - کرنش مهندسی استاندارد برای فولادهای FCC^{۱۰} (شبکه کریستالی نشان داده شده در قسمت الف از شکل ۱) و BCC^{۱۱} (شبکه کریستالی نشان داده شده در قسمت ب از شکل ۱) در شکل ۲ نشان داده شده‌اند. باید توجه داشت که برای هر دو سازه کریستالی علاوه بر افزایش مقاومت تسلیم، قابلیت شکل‌پذیری (اندازه‌گیری شده یا با افزایش طول کلی یا با افزایش طول یکنواخت) کاهش می‌یابد. تشعشع همچنین مقاومت تسلیم σ_y را خیلی بیشتر نسبت به مقاومت

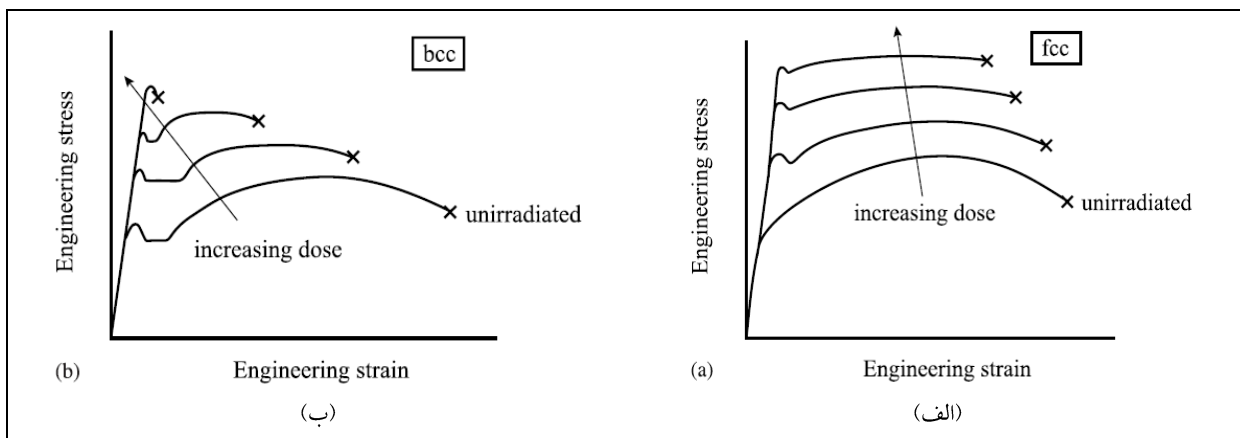


کششی نهایی σ_{us} هم برای فلزات FCC و هم برای BCC افزایش می‌دهد. نزدیکی σ_y به σ_{us} منجر به کاهش قابلیت شکل‌پذیری تا محدوده‌ای می‌شود که σ_y با σ_{us} برابر شود و افزایش طول یکنواخت صفر

است. در فلزات BCC آزمایش‌شده در دمای پایین، آثار تشعشع با دوز بالا حتی می‌تواند منجر به محو تغییر شکل گلوئی به همراه شکست در حال واقع شدن روی خط الاستیک و تبدیل آن به‌طور کلی به‌صورت ترد شود.



شکل ۱. نمای شماتیک از شبکه‌های کریستالی؛ الف) FCC، ب) BCC



شکل ۲. اثر تشعشع بر رفتار تنش - کرنش در الف) فولاد ضدزنگ FCC سخت‌شده، ب) فولاد BCC آهن‌دار (فریتی)

سخت‌شوندگی القاء‌شده به‌سبب تشعشع در فلزات FCC و BCC با ایجاد عیوب مختلف به‌صورت زیر به‌وجود می‌آید [۲۵]:

۴. خطوط نابه‌جایی (حلقه‌های نابه‌جایی که شبکه نابه‌جایی متصل و بدون عیبی از ریزساختار اصلی را دارند).

۵. فضاهای خالی^{۱۳} و حباب‌ها^{۱۴}

۶. مواد رسوبی^{۱۵}

۴. سخت‌شوندگی تشعشعی

تشعشع یک فلز سبب تقویت سخت‌شوندگی منبعی^{۱۶} و سخت‌شوندگی اصطکاکی^{۱۷} می‌شود. سخت‌شوندگی منبعی افزایش تنش مورد نیاز جهت شروع یک نابه‌جایی متحرک

۱. خوشه‌های عیب
۲. ناخالصی - پیچیدگی‌های خوشه عیب
۳. حلقه‌های نابه‌جایی^{۱۲} (دارای عیب یا بدون عیب، فضای خالی یا نوع درون شبکه‌ای). نابه‌جایی‌ها نقص‌هایی هستند که حرکت آنها، در تنش‌هایی کمتر از مقاومت تئوری کریستال کامل در برابر تنش برشی باعث تغییر شکل مومسان بلور می‌شود.

روی صفحه لغزشش می‌باشد. تنش اعمال شده مورد نیاز جهت رهایش یک نابه‌جایی به صفحه لغزشش، تنش بازشدگی^{۱۸} نامیده می‌شود. از حرکت نابه‌جایی می‌توان با موانع طبیعی یا موانع ایجادشده به وسیله تشعشع واقع شده نزدیک یا داخل صفحه لغزش ممانعت کرد. از مقاومت در برابر حرکت سبب شده به وسیله این موانع، به عنوان سخت‌شوندگی اصطکاکی اطلاق می‌شود. سخت‌شوندگی منبعی در فلزات FCC تحت تشعشع و همچنین فلزات BCC هم تحت تشعشع و هم بدون تأثیر تشعشع یافت می‌شود. در فلزات BCC بدون تأثیر تشعشع سخت‌شوندگی منبعی با نقاط تسلیم بالایی و پایینی در منحنی تنش کرنش (قسمت ب از شکل ۲) آشکار و فهمیده می‌شود که این نوع سخت‌شوندگی در اثر قفل شدن خطوط نابه‌جایی به وسیله اتم‌های خارجی سبب می‌شود. قبل از اینکه یک منبع Frank-Read بتواند تحت تنش اعمال شده عمل کند، خط نابه‌جایی باید از ناخالصی‌ها جدا شود. موضوع مذکور نیاز به تنش بزرگ‌تر از تنش مورد نیاز برای حرکت نابه‌جایی به سبب افت در تنش تسلیم دارد. سپس تسلیم در یک تنش جریان ثابت تا شروع کارسختی ادامه می‌یابد که در رفتار مشابهی به مانند فلزات FCC پیشرفت می‌کند. لازم به ذکر است که منبع Frank-Read سازوکاری است که توضیح‌دهنده ایجاد نابه‌جایی‌های چندگانه در صفحات لغزش خاص با فضای خالی مناسب در کریستال‌هایی می‌باشد که تغییر شکل می‌یابند. در واقع سازوکار Frank-Read براساس تکثیر نابه‌جایی در یک صفحه لغزش تحت تنش برشی می‌باشد. چگالی نابه‌جایی بیشتر، مقاومت تسلیم را افزایش می‌دهد و سبب کارسختی (سخت‌کاری) در فلزات می‌شود. سخت‌شوندگی منبعی در فلزات با شبکه FCC تحت تشعشع یافت می‌شود که خوشه‌های عیب تشعشعی ایجادشده در مجاورت منابع Frank-Read تنش مورد نیاز برای توسعه حلقه‌ها را افزایش می‌دهند و امکان تکثیر منبعی را فراهم می‌نمایند. وقتی سطح تنش جهت رهایش از منبع کافی است، حرکت

نابه‌جایی‌ها می‌تواند خوشه‌های (عیب) کوچک را تخریب کند و تنش مورد نیاز جهت ادامه تغییر شکل را کاهش دهد. در فلزات FCC بدون تأثیر تشعشع، تنش مورد نیاز برای شروع حرکت نابه‌جایی، تنش بازشدگی منابع Frank-Read در فلز می‌باشد. تنش به‌طور معکوس متناسب با فاصله بین نقاط ثابت است. شروع تدریجی مشخصه تسلیم در فلزات FCC عموماً با توزیعی از تنش مورد نیاز جهت به‌کار انداختن منابع توضیح داده می‌شود. همان‌طور که نابه‌جایی‌ها در سراسر شبکه ایجاد شده و حرکت می‌کنند، آنها با متوقف کردن کرنش پلاستیک، شروع به انباشته شدن و اعمال یک تنش پشتیبان روی منبع نابه‌جایی می‌کنند. با افزایش تنش اعمال شده، منابع نابه‌جایی بیشتری فعال می‌شوند و تکثیر نابه‌جایی افزایش می‌یابد. سخت‌شوندگی اصطکاکی اشاره به تنش مورد نیاز جهت تحمل تغییر شکل پلاستیک دارد که اغلب تنش جریان^{۱۹} (جاری شدن) یا تنش اصطکاکی نامیده می‌شود. نیروهای قابل اتکاء برای مقاومت در برابر حرکت نابه‌جایی از طریق یک شبکه کریستالی و به‌واسطه شبکه نابه‌جایی و مواعی مانند خوشه‌های عیب، حلقه‌ها، مواد رسوبی، حفره‌ها و جز این‌ها به‌وجود می‌آیند. این منابع سخت‌شوندگی به‌عنوان تنش با دامنه زیاد یا تنش با دامنه کم مشخص می‌شوند. تنش‌های با دامنه زیاد به‌وسیله برهم‌کنش نابه‌جایی - نابه‌جایی و به‌سبب میدان‌های تنش آنها به‌وجود می‌آیند. مبدأ تنش‌های با دامنه کم در برهم‌کنش بین حرکت نابه‌جایی و موانع گسسته در صفحه لغزش است. کل تنش برشی اعمال شده لازم جهت غلبه بر نیروهای با دامنه زیاد و نیز دامنه کم، به‌طوری‌که نابه‌جایی حرکت کند، به‌صورت رابطه ۱ است:

$$\sigma_F = \sigma_{LR} + \sigma_{SR} \quad (1)$$

به‌طوری‌که در این رابطه σ_F تنش اصطکاکی است و اندیس‌های LR و SR به ترتیب نشان‌دهنده دامنه زیاد و دامنه کم می‌باشند. مقدار σ_{SR} نیز به‌صورت رابطه ۲ نشان داده می‌شود:



$$\sigma_{SR} = \sigma_{ppt} + \sigma_{void} + \sigma_{loops} \quad (2)$$

به طوری که عبارت‌های سمت راست این معادله به ترتیب متناظر با مواد رسوبی، حفره‌ها و حلقه‌ها می‌باشند. باید به این نکته نیز توجه داشت که تنش با دامنه زیاد با تنش بازشدگی معلوم به عنوان عبارت وابسته به اندازه دانه برابر می‌شود، بنابراین مقاومت تسلیم را می‌توان بصورت رابطه ۳ نوشت:

$$\sigma_y = \sigma_i + \alpha \mu b \rho_d^{1/2} \quad (3)$$

معادله ۳ در واقع روش متفاوتی از به دست آوردن وابستگی تنش تسلیم به اندازه دانه را نشان می‌دهد؛ زیرا مشاهده شده است که دانسیته نابجایی با اندازه دانه (d) به صورت عکس تغییر می‌کند. در معادله ۳، σ_i تنش اصطکاکی، α سختی مانع، μ مدول برشی و b بردار برگرس نابجایی (نشان‌دهنده اندازه و جهت اعوجاج شبکه‌ای ناشی از نابجایی در یک شبکه کریستالی) می‌باشد. نیروهای با دامنه کم صرفاً هنگامی به وجود می‌آیند که نابجایی با مانع تماس پیدا می‌کند. این نیروها را می‌توان به برهم‌کنش‌های فعال شده به صورت حرارتی و یا پادحرارتی تقسیم‌بندی کرد. یک برهم‌کنش تنش پادحرارتی مستقل از دماست و منجر به نابجایی قوسی شکل حول مانع می‌شود. در هر دو فرایند مذکور نیاز به افزایش انرژی از طریق افزایش دما می‌باشد. تنش اصطکاکی به سبب پراکندگی موانع، بستگی به میانگین جدایش بین موانع در صفحه لغزش نابجایی متحرک دارد. لازم به ذکر است چون سخت‌شوندگی تشعشعی عامل اصلی اثرگذار در شکنندگی است، ضرایب یکسانی که بر سخت‌شوندگی تأثیر می‌گذارند، بر شکنندگی نیز تأثیر خواهند گذاشت. این ضرایب عبارتند از [۲۵]:

۱. ترکیب (نسبت اجزاء سازنده) و ساختار میکروسکوپی؛ تنش شکست بحرانی را می‌توان با کاهش میانگین طول مسیر نابجایی در فولاد افزایش داد که این مطلوب می‌تواند با کاهش اندازه دانه‌بندی در فولادهای پرلیتی یا با کاهش فضای بین دانه‌بندی در میان کاربیدهای توزیع شده (ناپیوسته به صورت موانع سخت)

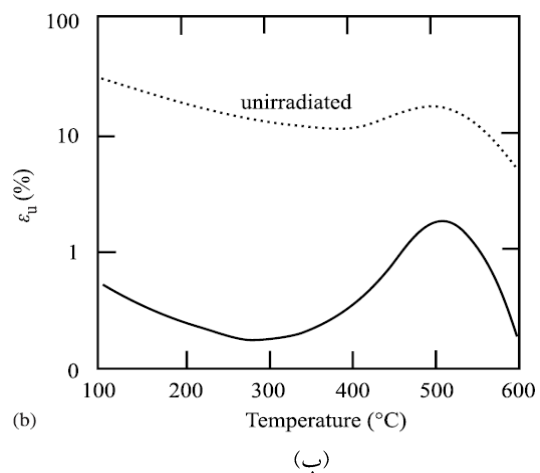
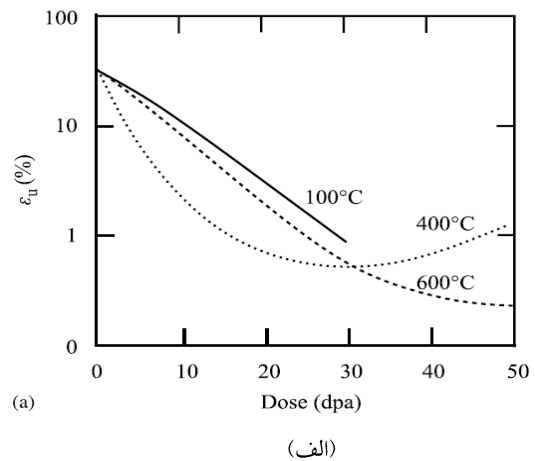
در فولادهای چقرمه شده انجام شده باشد. اگرچه ریزکردن مجدد اندازه دانه‌بندی و پراکندگی کاربید می‌تواند تنش شکست را تا حدی بزرگ‌تر از تنش تسلیم افزایش دهد، اما به سبب کاهش دماهای انتقال دینامیکی و استاتیکی، سخت‌شوندگی تشعشعی می‌تواند هر دو تا اثر مفید را معکوس کند. تجزیه مرز دانه‌بندی به عواملی چون فسفر می‌تواند به شکنندگی در مرز دانه‌بندی منجر شود.

۲. دمای پرتودهی؛ سطح شکنندگی به طور تدریجی بر حسب دمای تشعشع بالاتر کاهش می‌یابد.
۳. محیط نوترونی؛ اندازه شکنندگی تابعی از شار نوترونی بر حسب دمای انتقال است که به سرعت با شار افزایش می‌یابد.

۵. تغییر شکل در فلزات تحت تشعشع

فلزات تحت تشعشع علاوه بر متحمل شدن سخت‌شوندگی، متحمل کاهش قابلیت شکل‌پذیری و همچنین کاهش کار سختی می‌شوند. باید توجه داشت که قابلیت شکل‌پذیری از مقادیر ۲۰ تا ۳۰ درصد به مقادیر کمتر از یک درصد (با دوز تشعشع تقریبی ۴ دی. پی. ای. اف) افت می‌کند. افزایش در کار سختی با کاهش اختلاف بین σ_{ms} و σ_y با افزایش دوز تشعشع بدیهی است که در شکل ۴ نشان داده شده است. اگر رفتار تنش - کرنش فلز از مدل سخت‌شوندگی با قانون توانی پیروی کند؛ یعنی $\sigma = K \epsilon^n$ ، آنگاه افزایش طول یکنواخت حقیقی (ϵ_{ii}) معادل با n می‌شود. لوکاس نشان داده است که رفتار ϵ_{ii} نسبت به دوز برای فولاد ضدزنگ روی محدوده دمایی ۳۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد را می‌توان با منحنی‌های شکل ۳ توصیف کرد. افزایش طول یکنواخت به طور قابل توجه کاهش می‌یابد و به مقدار دوزی نزدیک می‌شود که با دما تا حد ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد کاهش می‌یابد. وابستگی دمایی کاهش قابلیت شکل‌پذیری به وضوح در قسمت ب از شکل ۳ نمایش داده شده است. کاهش قابلیت شکل‌پذیری یکنواخت و کار

سختی به سبب علت مشابهی می باشد: برهم کنش بین نابه جایی ها و ساختار میکروسکوپی تحت تشعشع. در فلزات BCC حلقه های معیوب به ندرت مشاهده می شوند؛ زیرا انرژی عیب با انبوه شدن زیاد سبب خارج شدن از حالت معیوب بودن در اندازه های حلقه های بسیار کوچک می شود [۲۵].



شکل ۳. تغییرات قابلیت شکل پذیری یکنواخت در فولاد ضدزنگ سخت شده با (الف) دوز و دما، (ب) دما [۲۵]

۶. اثر تشعشع بر دمای انتقال از حالت نرم به ترد و کاهش انرژی حد بالایی

نشان داده شده است که مقاومت تسلیم با دما کاهش می یابد و تنش شکست تقریباً مستقل از دماست، به طوری که فصل مشترک منحنی تنش شکست و منحنی تنش جریان به عنوان دمای انتقال از حالت نرم به ترد

(DBTT) در نظر گرفته می شود. تشعشع سبب افزایش تنش تسلیم با انتقال نقطه ای در منحنی های تنش شکست و تنش جریان می شود که با هم در دمای بالاتر تقاطع پیدا می کنند. بنابراین DBTT سریع تر نسبت به حالت خطی و با افزایش هایی در سخت شونده گی به سبب تشعشع افزایش می یابد. همچنین تجزیه القاعده عوامل شکننده (تردکننده) به سبب تشعشع مانند فسفر می تواند منجر به افت در تنش شکست و نیز سبب یک جابه جایی اضافی در DBTT شود. فسفر طی تشعشع به مرزهای دانه بندی مجزا می شود که در نتیجه منجر به کاهش چسبندگی مرز دانه بندی و نیز سبب افزایش DBTT و یا کاهش چقرمگی حد پایینی می شود. همچنین تغییر در انرژی حد بالایی به علت افزایش تنش تسلیم به سبب تشعشع پدیدار می شود. به علاوه، تشعشع با انتقال منحنی تنش تسلیم به دماهای بالاتر، شیب منحنی را کاهش می دهد و یک سهم اضافی را نسبت به جابه جایی دمایی نشان می دهد. کاهش انرژی حد بالایی با افزایش در میزان شکست ناشی از برش روی سطح شکست ارتباط دارد. با این وجود، اثر تشعشع روی انرژی حد بالایی به سبب کاهش سخت شونده گی کرنشی و موضعی کردن جریان منجرشونده به قابلیت شکل پذیری پایین تر و حالت تنش سه محوره افزایش یافته به سبب افزایش مقاومت درست می باشد. شکل ۴ اثر تشعشع بر وابستگی دمایی مقاومت های تسلیم و شکست را نمایش می دهد. لازم به ذکر است که افزایش در مقاومت تسلیم به سبب تشعشع، دما را به نحوی جابه جا می کند که شکست ترد در دماهای بالاتر رخ دهد. کاهش مؤثر در قابلیت شکل پذیری در دمای پایین به سبب حساسیت های مختلف σ_y و σ_f به آسیب نوترونی ایجاد می شود [۲۵].

۷. اثر تشعشع بر چقرمگی شکست

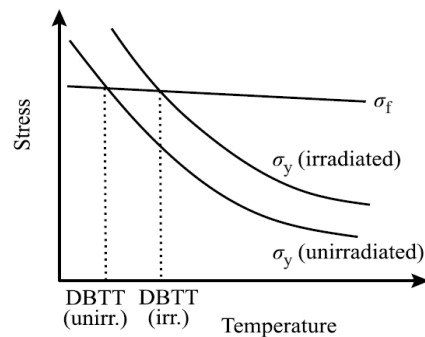
چقرمگی شکست در فولادهای ضدزنگ تحت تشعشع در محدوده دمایی متوسط شدیداً با دوز تشعشع کاهش می یابد. در شکست الاستیک - پلاستیک، مقاومت نسبت به رشد

ترک با مدول پارگی^{۲۲} (گسستگی)، T_m به صورت رابطه ۴ تعریف می‌شود:

$$T_m = \frac{dJ}{da} \frac{E}{\sigma_0^2} \quad (۴)$$

به طوری که در این رابطه dJ/da شیب منحنی مقاومت J بر حسب افزایش طول ترک a می‌باشد و σ_0 تنش جریان است که با میانگین مقاومت‌های تسلیم و نهایی تقریب زده می‌شود. همچنین مدول پارگی در نتیجه تشعشع نوترونی در این محدوده دمایی کاهش می‌یابد. اُدت و لوکاس [۲۵] یک رابطه سنجشی را جهت توصیف وابستگی چقرمگی شکست به تشعشع استفاده کردند که در آن e_u کرنش مهندسی یکنواخت است:

$$\frac{K_{Ic}^{irr}}{K_{Ic}^{unirr}} = \sqrt{\frac{e_u^{irr} \sigma_0^{irr}}{e_u^{unirr} \sigma_0^{unirr}}} \quad (۵)$$



شکل ۴. رابطه بین وابستگی دمای تنش تسلیم و مقاومت شکست و دمای انتقال از حالت نرم به ترد [۲۵]

در دوز پایین، تشعشع می‌تواند اتصال حفره‌ای را با نرم‌شوندگی سرد و تغییر شکل موضعی (متمرکز) شتاب دهد. به هم پیوستگی می‌تواند با گلوبی‌شدن پراکنده رخ دهد که ارتفاع حفره بسیار ریز تقریباً معادل با فاصله از لبه‌اش تا نوک ترک (غیر تیز) می‌باشد. همچنین به هم پیوستگی ممکن است در کرنش پایین‌تر با گلوبی‌شدن موضعی بین حفره و نوک ترک رخ دهد. در هر یک از دو حالت مذکور، چقرمگی شکست می‌تواند وابسته به پارامترهای تغییر شکل به صورت رابطه ۶ باشد:

$$K_{Ic} = \sqrt{1.5 \beta r^* \sigma_0 E'} \quad (۶)$$

به طوری که در این رابطه $\beta = \delta / r^*$ نسبت بازشدگی ترک (δ) نسبت به فاصله تا حفره بعدی در نقطه اتصال ترک - حفره (r^*) و $E' = E / (1 - \nu^2)$ می‌باشد. مقدار β به مانند تغییر شکل کاهش می‌یابد که به طور فزاینده موضعی می‌شود. در دوزهای بالا، پیش‌روی ترک به طور قابل قبول با تغییر شکل همگن در ناحیه جلوی ترک به سبب کانال‌کشی زیاد نابه‌جایی در ماده کنترل می‌شود. به علاوه، با تغییر دادن فرایند شکست نرم، تشعشع می‌تواند منجر به یک تغییر در مود شکست به واسطه گسیختگی نرم - تورفتگی تا شکافتگی شود [۲۵].

۸. اثر تشعشع بر خستگی

به سبب کرنش یکنواخت کاهش یافته و موضعی‌شدن در حال افزایش تغییر شکل پلاستیک منتج‌شونده از تشعشع، می‌توان انتظار داشت که رشد ترک خستگی نیز باید به همان نسبت واکنش نشان دهد. خصوصاً، در مرحله III رشد ترک خستگی که نرخ رشد محدود به چقرمگی شکست است، کاهش در چقرمگی شکست به سبب تشعشع منجر به افزایش در نرخ رشد ترک می‌شود. در مرحله I، محدوده شدت تنش آستانه، ΔK_{th} ، نسبت به محیط شیمیایی، نسبت تنش R، تجزیه ناخالصی مرز دانه‌بندی و تمایل به مواد با مقاومت بالا جهت تحمل موضعی شدن جریان حساس می‌باشد. داده‌های تجربی نشان می‌دهند که ΔK_{th} با افزایش مقاومت تسلیم در فولاد ضد زنگ ۳۱۶ در حالت بدون تشعشع کاهش می‌یابد. در نتیجه، به علت موضعی شدن شدید پلاستیسیته ایجاد شده به وسیله تشعشع می‌توان انتظار داشت که شدت تنش آستانه کاهش یابد. به هر حال، اغلب داده‌ها روی اثر تشعشع روی خستگی در فولادهای ضدزنگ آستنیت در محدوده دمایی کم تا متوسط، در مرحله II می‌باشد که به وسیله معادله پاریس توصیف شده است. در این رژیم گسترش ترک عمدتاً وابسته به خواص الاستیک جامد می‌باشد و کمتر وابسته به ساختار میکروسکوپی و فرایندهای تغییر شکل پلاستیک

می‌باشد. داده‌های محدود نشان می‌دهد که نرخ رشد ترک نسبت به تشعشع تا دوزهای تا حد تقریبی ۳۰ دی. پی. ای. غیرحساس است. اثر سودمند تشعشع در خستگی پرچرخه به‌طور قابل قبول به‌سبب این حقیقت است که با وجود سخت‌شوندگی قابل توجه و کاهش ضریب سخت‌شوندگی سرد با ضریب ۲/۷، قابلیت شکل‌پذیری آلیاژ با افزایش طول ۴ تا ۵ درصد حفظ می‌شود. به‌عبارتی، تشعشع عمر خستگی کم‌چرخه را به‌سبب شکنندگی کاهش و عمر خستگی پرچرخه را به‌سبب سخت‌شوندگی افزایش می‌دهد [۲۵].

۹. اثر تشعشع بر خزش

تشعشع به‌طور قابل توجه نرخ خزش را در دمای بالا افزایش می‌دهد یا سبب خزش در رژیم‌های دمایی می‌شود که خزش حرارتی قابل صرف‌نظر است. هم فولادهای ضدزنگ و هم آلیاژهای زیرکونیوم، نرخ‌های خزش تشعشعی (تحت تأثیر تشعشع) را نشان می‌دهند که به‌طور قابل توجه بزرگ‌تر از نرخ‌های خزش حرارتی در همان دما می‌باشند. در حقیقت، در دماهای هسته راکتور آب سبک، خزش حرارتی قابل صرف‌نظر است، اما نرخ خزش تشعشعی می‌تواند از 10^{-6} بر ثانیه بزرگ‌تر شود. تشعشع تعداد درون شبکه‌ها و حفره‌ها را در ماده افزایش می‌دهد، اما اثر این افزایش، صرفاً تسریع کردن خزش حرارتی نمی‌باشد. در حقیقت تشعشع نرخ‌های خزش انتشاری را تسریع نمی‌کند. تشکیل و رشد حلقه‌ها و نابه‌جایی‌ها، نقش‌های مهمی در فرایند خزش ایفاء می‌کنند. تشکیل هسته حلقه‌های القاء شده به‌سبب تنش و حالت قوسی شکل خطوط نابه‌جایی با جذب مطلوب فضاهای خالی درون شبکه‌ای به‌کمک تنش می‌تواند سبب بخش‌گذرای رفتار خزش شود، اما بالارفتن و لغزیدن این خطوط نابه‌جایی جهت توضیح رفتار خزش حالت پایدار مورد نیاز می‌باشند [۲۵].

۱۰. سازوکارهای آسیب تشعشعی

بیشترین آسیب تشعشعی در یک راکتور، شار نوترونی ایجادشده در هسته است. دیگر شکل‌های تابش مانند تشعشع گاما در برهم‌کنش بسیار ضعیف می‌باشند و اثر زیادی ایجاد نمی‌کنند. هم اتم‌های درون شبکه‌ای و هم فضاهای خالی می‌توانند از طریق شبکه پخش شوند، اما اتم‌های درون شبکه‌ای دارای تحرک بیشتری می‌باشند. سرانجام وقتی اتم‌های درون شبکه‌ای و فضاهای خالی به حفره‌هایی مانند نابه‌جایی‌ها یا مرزهای دانه‌ای می‌رسند، از شبکه حذف می‌شوند. این حلقه‌های نابه‌جایی همیشه با تشعشع نوترونی به‌وجود می‌آیند. به‌ترتیب اتم‌های درون شبکه‌ای و فضاهای خالی تمایل دارند تا به‌سمت داخل حلقه‌ها انباشته شوند. وقتی یک حالت فوق‌اشباع کافی از فضاهای خالی وجود داشته باشد، حلقه فضاهای خالی رشد می‌کند و فاصله بین صفحات در یک طرف متلاشی می‌شود تا یک شبکه پیوسته با یک حلقه نابه‌جایی تشکیل شود. چون بردار برگرس عمود بر حلقه صفحه می‌باشد، این نابه‌جایی یک نابه‌جایی لبه‌ای است و با بالارفتن و حرکت لغزشی در طول یک بلور رشد می‌کند (جمع می‌شود). موضوع مذکور یک حلقه بلوری نامیده می‌شود. حلقه‌های نابه‌جایی فضای خالی باید حجم ماده را کاهش دهند، در حالی که حلقه‌های نابه‌جایی درون شبکه‌ای باید آن را افزایش دهند. قابل انتظار است تا آثار درون شبکه‌ای و فضای خالی جبران‌کننده، وضعیت ماده را در حالتی با حجم تقریبی یکسان قرار دهند. به هر حال، مواد تحت تشعشع در حقیقت متورم (برجسته) می‌شوند. در عمل، وقتی حلقه‌ها به‌هم می‌پیوندند، حفره‌های سه‌بعدی را با قطر چند نانومتر تشکیل می‌دهند. این حفره‌ها هیچ شرکتی در تغییر خالص حجم ماده ندارند و بنابراین این تغییر حلقه‌های درون شبکه‌ای را در وضعیتی قرار می‌دهد که نهایتاً منجر به برجستگی ماده می‌شود. در دماهای بالاتر، تحرک درون شبکه‌ای و فضای خالی افزایش می‌یابد، به‌طوری که آنها از شبکه سریع‌تر برداشته می‌شوند. جدول ۱



مروری از آثار آسیب تشعشی را بیان می‌کند. همچنین شکل ۵ منحنی تنش - کرنش برای یک فولاد استاندارد و تفاوتش را پس از اثر تشعشع در سه نقطه تنش کششی نهایی، تنش تسلیم و حد الاستیک نشان می‌دهد [۲۵-۲۶].

۱.۱ جمع‌بندی

تشعشع سختی و مقاومت (سخت‌شوندگی تشعشی) را به سبب افزایش عیوب، که عمدتاً ناهنجاری‌ها و مواد رسوبی می‌باشند، افزایش و قابلیت شکل‌پذیری را کاهش می‌دهد، به عبارتی سبب شکنندگی تشعشی می‌شود. تشعشع سخت‌شوندگی کرنشی را کاهش و با افزایش شکنندگی، دمای انتقال از ناحیه نرم به ترد را افزایش می‌دهد. تشعشع چقرمگی شکست را کاهش می‌دهد. خزش (القایی و

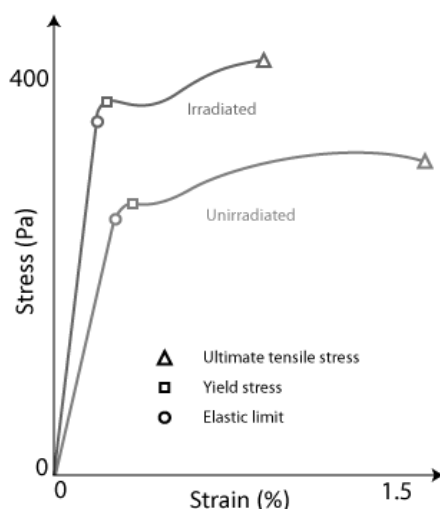
پیشرفته) را نیز به سبب افزایش عیوب و نرخ‌های انتشار، افزایش می‌دهد. همچنین تشعشع عمر خستگی کم‌پرچه را به سبب شکنندگی کاهش و عمر خستگی پرپرچه را به سبب سخت‌شوندگی افزایش می‌دهد. میزان سوخت مصرفی مورد استفاده در راکتور هسته‌ای را افزایش و واکنش‌پذیری را کاهش می‌دهد. همچنین دانسیته را کاهش و حجم را به سبب حفره‌ها، فضاهای خالی و نواحی تهی‌شده افزایش می‌دهد (به عبارتی ازدیاد حجم تشعشی نامیده می‌شود). مقاومت الکتریکی را نیز به سبب افزایش تمرکز عیوب افزایش (یا قابلیت رسانایی را کاهش) می‌دهد. مغناطیس‌پذیری (قابلیت مغناطیسی) را کاهش می‌دهد و نهایتاً قابلیت رسانایی حرارتی را به سبب افزایش تمرکز عیوب کاهش می‌دهد.

جدول ۱. مروری از آثار آسیب تشعشی [۲۵-۲۶]

خاصیت ماده	اثر آسیب تشعشی
مقاومت تسلیم	افزایش با تشعشع به همراه کاهش جریان پلاستیک
مقاومت کششی نهایی	افزایش با تشعشع، اما به نسبت کمتر از مقاومت تسلیم
دمای انتقال از حالت نرم به ترد	نشان‌دهنده انتقال بین یک ماده با رفتار نرم در دماهای بالاتر و رفتار ترد در دماهای پایین‌تر است. این دما به‌طور قابل توجه با تشعشع افزایش می‌یابد
مدول یانگ	در اثر تشعشع کمی افزایش می‌یابد
سختی	افزایش می‌یابد
نرخ خزش در دمای بالا	در طی تشعشع افزایش می‌یابد
قابلیت شکل‌پذیری	کاهش می‌یابد
مقاومت گسیختگی تنشی	کاهش می‌یابد
چگالی	با متورم (برجسته) شدن ماده در اثر تشعشع کاهش می‌یابد
استحکام ضربه‌پذیری	کاهش می‌یابد. به عبارتی ماده تردتر می‌شود



کاهش می‌یابد	چقرمگی (شکست)
تشعشع عمر خستگی کم‌چرخه را به‌سبب شکنندگی کاهش و عمر خستگی پرچرخه را به‌سبب سخت‌شوندگی افزایش می‌دهد	خستگی
در اثر تشعشع کاهش می‌یابد؛ زیرا بی‌نظمی شبکه افزایش می‌یابد، بنابراین پراکندگی انرژی ارتعاشی افزایش می‌یابد	قابلیت هدایت حرارتی
در اثر تشعشع کاهش می‌یابد؛ زیرا بی‌نظمی شبکه افزایش می‌یابد، بنابراین پراکندگی انرژی ارتعاشی افزایش می‌یابد	قابلیت هدایت الکتریکی
کاهش می‌یابد	قابلیت مغناطیسی



شکل ۵. منحنی تنش - کرنش برای یک فولاد استاندارد قبل و بعد از اثر تشعشع در سه نقطه‌ی تنش کششی نهایی، تنش تسلیم و حد الاستیک

۱۲. مأخذ

- [1] Wikipedia, online encyclopedia, <https://www.wikipedia.org> (accessed November 20, 2014)
- [2] Tribble, A.C., *the Space Environment: Implications for Spacecraft Design*, Princeton University Press, 2003.
- [3] Kleiman, J.I., Z. Iskanderova, "Protection of Materials and Structures from Space Environment." *Proceedings of ICPMSE-6*, Kluwer Academic Publishers, 2004.
- [4] James, K.F., R.W. Norton, M.B. Alexander. *The Natural Space Environment: Effects on Spacecraft*, NASA Reference Publication 1350, 1994.
- [5] Reimers, W., A.R. Pyzalla, A.K. Schreyer, H. Clemens. *Neutrons and Synchrotron Radiation in Engineering Materials Science*, Wiley-VCH, Germany, 2008.
- [6] Margolin, B., A. Sorokin, V. Smirnov, V. Potapova. "Physical and Mechanical Modelling of Neutron Irradiation Effect on Ductile Fracture. Part 1. Prediction of Fracture Strain and Fracture Toughness of Austenitic Steels." *Journal of Nuclear Materials*, xxx, xxx-xxx, 2014.
- [7] Chen, Y. *Irradiation Effects of HT-9 Martensitic Steel*, Nuclear Engineering Division, Argonne National Laboratory, Argonne, IL 60439, USA, 2013.



- [8] Norgett, M.J., M.T. Robinson, I.M. Torrens. "A Proposed Method of Calculating Displacement Dose Rates." *Nuclear Engineering and Design*, 33, pp. 50-54, 1975.
- [9] Byun, T.S., M.B. Toloczko, T.A. Saleh, S.A. Maloy. "Irradiation Dose and Temperature Dependence of Fracture Toughness in High Dose HT9 Steel from the Fuel Duct of FFTF." *Journal of Nuclear Materials*, 432, pp. 1-8, 2013.
- [10] Cockeram, B.V., T.S. Byun, K.J. Leonard, J.L. Hollenbeck, L.L. Snead. "Post-irradiation fracture toughness of Unalloyed Molybdenum, ODS Molybdenum, and TZM Molybdenum Following Irradiation at 244 °C to 507 °C ." *Journal of Nuclear Materials*, 440, pp. 382-413, 2013.
- [11] Xu, W., Y. Zhang, G. Cheng, W. Jian, P.C. Millett, C.C. Koch, S.N. Mathaudhu, Y. Zhu. "In-situ Atomic-scale Observation of Irradiation-induced Void Formation." *Nature Communications*, DOI: 10.1038/ncomms3288, 2013.
- [12] Krishna, S., S. De. "A temperature and Rate-dependent Micromechanical Model of molybdenum under Neutron irradiation." *Journal of Mechanics of Materials* 43, pp. 99–110, 2011.
- [13] Kalinin, G.M., A.S. Artyugin, M.V. Yvseev, V.V. Shushlebin, L.P. Sineinikov, Y.S. Strebkov. "The Effect of Irradiation on Tensile Properties and Fracture Toughness of CuCrZr and CuCrNiSi alloys." *Journal of Nuclear Materials* 417, pp. 908-911, 2011.
- [14] Chopra, O.K., A. S. Rao. "A Review of Irradiation Effects on LWR Core Internal Materials- IASCC Susceptibility and Crack Growth rates of Austenitic Stainless Steels." *Journal of Nuclear Materials* 409, pp. 235–256, 2011.
- [15] Chen, Y., O.K. Chopra, W.K. Soppet, W.J. Shack, Y. Yang, T. Allen, A.S. Rao. "Cracking Behavior and Microstructure of Austenitic Stainless Steels and Alloys 690 Irradiated in BOR-60 Reactor, Phase I." *The Report of Argonne National Laboratory*, Nuclear Engineering division, U. S. Department of Energy, 2007.
- [16] Allen, T.R., J.I. Cole, C.L. Trybus, D.L. Porter, H. Tsai, F. Garner, E.A. Kenik, T. Yoshitake, J. Ohta. "The Effect of Dose Rate on the Response of Austenitic Stainless Steels to Neutron Radiation." *Journal of Nuclear Materials* 348, pp. 148–164, 2006.
- [17] Maloy, S.A., M.B. Toloczko, K. J. McClellan, T. Romero, Y. Kohno, F. A. Garner, R. J. Kurtz and A. Kimura, "The Effects of Fast Reactor Irradiation Conditions on the Tensile Properties of two Ferritic/Martensitic Steels." *Journal of Nuclear Materials* 356, pp. 62–69, 2006.
- [18] Klueh, R.L., N. Hashimoto, M.A. Sokolov, K. Shiba, S. Jitsukawa. "Mechanical properties of Neutron-irradiated Nickel-containing Martensitic Steels: I. Experimental Study." *Journal of Nuclear Materials* 357, pp. 156–168, 2006.
- [19] Klueh, R.L., N. Hashimoto, M.A. Sokolov, K. Shiba, P.J. Maziasz, S. Jitsukawa. "Mechanical Properties of Neutron-irradiated Nickel-containing Martensitic Steels: II. Review and Analysis of Helium-effects Studies." *Journal of Nuclear Materials* 357, pp. 169–182, 2006.
- [20] X. Jia, Y. Dai. "The Change of Fracture Toughness of Martensitic Steels after Irradiation in SINQ Target-3." *Journal of Nuclear Materials* 356, pp. 50–55, 2006.
- [21] Yamamoto, T., G.R. Odette, H. Kishimoto, J.W. Rensman, P. Miao "On the Effects of Irradiation and Helium on the Yield Stress Changes and Hardening and Non-hardening Embrittlement of



- ~8Cr Tempered Martensitic Steels: Compilation and Analysis of Existing Data.” *Journal of Nuclear Materials* 356, pp. 27-49, 2006.
- [22] Allen, T.R., H. Tsai, J.I. Cole, J. Ohta, K. Dohi, Hideo Kusanagi. *Proceedings of ICONE10 10TH International Conference on Nuclear Engineering, ICONE-10*. ASME, Arlington, VA, USA, 2002.
- [23] Hirose, T., H. Tanigawa, M. Ando, A. Kohyama, Y. Katoh, M. Narui. “Radiation Effects on Low Cycle Fatigue Properties of Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steels.” *Journal of Nuclear Materials* 307–311, pp. 304–307, 2002.
- [24] Stoller, R.E., S.J. Zinkle. “On the Relationship between Uniaxial Yield Strength and Resolved Shear Stress in Polycrystalline Materials.” *Journal of Nuclear Materials* 283-287, pp. 349-352, 2000.
- [25] Was, G.S. *Fundamentals of Radiation Materials Science, Metals and Alloys*, Springer, Materials Science and Engineering, University of Michigan, USA, 2007.
- [26] Dissemination of IT for the Promotion of Materials Science, <http://www.doitpoms.ac.uk>. (accessed November 14, 2014)

پی‌نوشت

- | | |
|---|--|
| <ol style="list-style-type: none"> 1. Van Allen Belts 2. Total Ionizing Dose 3. Shielding 4. Boris Margolin 5. Thak Sang Byun 6. Fast Flux Test Facility 7. B.V. Cockeram 8. Oxide Dispersion Strengthened 9. Irradiation-assisted stress corrosion cracking 10. Face-centered Cubic 11. Body-centered Cubic | <ol style="list-style-type: none"> 12. Dislocation Loops 13. Voids 14. Bubbles 15. Precipitates 16. Source hardening 17. Friction hardening 18. Unpinning or Unlocking Stress 19. Flow Stress 20. Displacement-per-atom 21. Ductile- Brittle Transition Temperature 22. Tearing Modulus |
|---|--|

مرکز آموزش جهاد دانشگاهی واحد صنعتی امیرکبیر

دوره‌های آموزشی نرم افزارهای طراحی مهندسی. ساخت و تولید به کمک کامپیوتر

دوره‌های تخصصی مهندسی مکانیک
 Catia 5i, Ansys9, Carrier, CNC, CadWorx, Auto Plant
 MATLAB, Simulink, matlab, piping, Fluent

دوره‌های تخصصی مهندسی برق
 Proteel, Matlab, LabView, Orcad

دوره‌های تخصصی مهندسی صنایع
 مدیریت و کنترل پروژه, Primavera, MSP, SPSS

Pro/ENGINEER **Mechanical Desktop**

Solid Works **Matlab** **Power MILL**

Auto cad **ANSYS** **Edge CAM**

Fluent – Gambit **Surf CAM** **CATIA**

آژانس برگزارکننده دوره‌های آموزشی جهت مراکز، نهادهای دولتی و کارخانجات

آدرس: خیابان حافظ، روبروی دانشگاه صنعتی امیرکبیر، کوچه آرژانتین، پلاک ۲
 فکس: ۸۸۸۰۷۰۰۸ تلفن: ۸۸۸۹۲۱۴۴، ۸۸۸۹۵۹۶۹

