

# تأثیر دما و ریزساختار اولیه بر رفتار خستگی فولادهای کربن متوسط حاوی و عاری از وانادیم

جعفر قربانی

فارغ التحصیل کارشناسی ارشد گروه مهندسی متالورژی - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

عباس زارعی هنزکی

استادیار گروه مهندسی متالورژی - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

محمدحسین شاه حسینی

استادیار گروه مهندسی متالورژی - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

امید گل محله

فارغ التحصیل کارشناسی ارشد گروه مهندسی متالورژی - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

(تاریخ دریافت ۸۱/۶/۱۵، تاریخ تصویب ۸۲/۳/۱۷)

## چکیده

امروزه بسیاری از قطعات خودروها بویژه قطعات سیستم تعلیق و دینامیک خودرو از فولادهای میکروآلیاژی تهیه می‌شوند. تجربه نشان داده است که دمای این قطعات ضمن تحمل بارهای سیکلی در حین کاربری تا حدود  $200^{\circ}\text{C}$  بالا می‌رود. فولادهای مورد استفاده در ساخت این قطعات می‌توانند دارای ساختارهای متفاوت از جمله پرلیتی - فریتی، بینیتی، فریتی - مارتنزیتی و چند فازی باشند. در این پژوهش با تکیه بر پتانسیل فولادسازی داخلی، فولادهای میکروآلیاژ محتوی وانادیم تهیه و جهت ایجاد ریزساختارهای متفاوت تحت عملیات حرارتی همدمای متوالی قرار گرفتند. سپس تاثیر ریزساختارهای متفاوت بر عمر خستگی در دماهای محیط و  $200^{\circ}\text{C}$  مطالعه شد. نتایج نشان می‌دهند که عمر خستگی به شدت تحت تاثیر دمای آزمایش، ترکیب شیمیایی و ریزساختار اولیه قرار می‌گیرد. افزایش دمای آزمایش باعث بروز پدیده پیرکرنشی و افزایش عمر خستگی بویژه در ریزساختارهای فریتی - مارتنزیتی می‌گردد.

**واژه‌های کلیدی:** میکروآلیاژ، وانادیم، خستگی، فریت، بینیت، مارتنزیت، پیرکرنشی، ساختارهای چندفازی

## مقدمه

است. در این راستا از اوایل دهه هفتاد میلادی محققین دریافتند که با استفاده از فولادهای میکروآلیاژی کربن متوسط و سرد کردن کنترل شده آن در هوای آرام بعد از عملیات آهنگری (جهت حصول ساختار فریتی - پرلیتی ظریف)، می‌توان به خواص مشابه فولادهای آلیاژی کوئنچ - تمپر دست یافت. امروزه بسیاری از قطعات دینامیک خودرو از جمله میل لنگ، دسته شاتون، اجزاء فرمان، اکسل و غیره با استفاده از فولادهای میکروآلیاژ متداول با ساختار فریتی - پرلیتی ساخته می‌شوند. کاربرد این فولادها در ساخت قطعات متحرک که در حین سرویس دهی متحمل بارهای تناوبی می‌شوند، بررسی دقیق رفتار خستگی این فولادها را ضروری ساخته است.

صنایع خودروسازی و حمل‌ونقل همواره از مصرف کنندگان اصلی فولادهای استحکام بالای میکروآلیاژ به شمار می‌آیند. تا اوایل دهه هفتاد میلادی بسیاری از قطعات حساس و متحرک مورد نیاز این صنایع با استفاده از فولادهای آلیاژی عملیات حرارتی پذیر حاوی کرم - مولیبدن و بکارگیری فرایندهای مختلف شکل دادن گرم از جمله آهنگری تولید می‌شدند. برای حصول خواص مطلوب در این قطعات، غالباً بعد از کار گرم سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی از جمله کوئنچ - تمپر، تاب‌گیری و تنش‌گیری مورد نیاز بوده است. اما هزینه‌های بالای عملیات حرارتی تکمیلی و قیمت بالای فولادهای آلیاژی حاصله همواره برای صنعت رقابتی خودرو مسئله ساز بوده

فولادها پس از آهنگری شعاعی دارای مقطع چهارگوش به ابعاد  $120\text{mm} \times 120\text{mm}$  و طول  $300\text{mm}$  بوده که جهت شبیه سازی عملیات سرد کردن در خاتمه آهنگری، نمونه‌های استوانه‌ای به قطر  $18\text{mm}$  و طول  $120\text{mm}$  در جهت طولی شمشالها تهیه و سپس تحت عملیات حرارتی مورد نظر قرار گرفتند. در این مورد ابتدا نمونه‌ها در داخل جعبه‌های گرافیتی در دمای  $950^\circ\text{C}$  به مدت  $20$  دقیقه آستنیت‌ه شدند سپس به سرعت تا دمای  $650^\circ\text{C}$  در حمام نمک سرد شدند و در این دما به مدت  $5$  دقیقه نگهداری شدند. بدنبال آن نمونه‌ها به سرعت در حمام نمک دیگری با دماهای  $460^\circ\text{C}$ ،  $410^\circ\text{C}$  و  $360^\circ\text{C}$  کوئنچ و به مدت زمانهای  $10$ ،  $30$  و  $300$  ثانیه نگهداری و سپس بلافاصله در آب کوئنچ شدند.

جهت حصول خواص کششی و استفاده از آنها در برنامه ریزی آزمایش های خستگی، آزمایشهای متداول کشش بر روی ریزساختارهای متفاوت، در دماهای مورد نظر مطابق استاندارد ASTM-E8M انجام شد [۵].

جهت بررسی خواص خستگی مطابق استاندارد ASTM-E466 نمونه‌های خستگی از مقاطع عملیات حرارتی شده تهیه شدند. نمونه‌ها تحت آزمایش خستگی با استفاده از یک دستگاه خستگی چرخشی - خمشی یک سر درگیر با فرکانس  $2400$  دور در دقیقه قرار گرفتند. کلیه آزمایش‌های خستگی در بار ثابت (که حداکثر تنش در مقطع سنج معادل نصف استحکام نهایی نمونه‌های مورد آزمایش بود) انجام شد. هر آزمایش خستگی حداقل چهار بار تکرار گردید. جهت آشکار ساختن ریزساختار از محلول حکاکی رنگی با ترکیب پیکرال چهار درصد و تیوسولفات سدیم یک درصد در آب مقطر با نسبت برابر استفاده شد. با استفاده از این محلول حکاکی، فاز فریت به رنگ آبی کم رنگ، بینیت قهوه‌ای تیره، مارتنزیت و آستنیت باقی‌مانده هم به رنگ سفید دیده می‌شوند.

با توجه به اینکه فولادهای میکروآلیاژی بیشتر در ساخت قطعاتی بکار می‌روند که قبلا از فولادهای آلیاژی کوئنچ - تمپر تهیه می‌شدند لذا غالب مطالعاتی که در این زمینه صورت گرفته به مقایسه خواص خستگی این فولادها با فولادهای آلیاژی کوئنچ - تمپر پرداخته است [۱].

بموازات تحقیقات و مطالعات فوق در راستای ملاحظات اقتصادی و زیست محیطی تمایل زیادی به کاهش وزن قطعات مورد استفاده در خودروها وجود داشته است. اگرچه یکی از راهکارهای موجود در این زمینه استفاده از آلیاژهای سبک تر (از جمله آلومینیوم) تشخیص داده شده است اما به علت استحکام بالایی که فولادها دارند هنوز تمایل زیادی جهت استفاده از طریق بهبود استحکام فولادهای میکروآلیاژ فریتی - پرلیتی وجود دارد. در این جهت، فولادهای میکروآلیاژی چند فازی که دارای فازهای مستحکمتری از جمله بینیت و مارتنزیت می‌باشند بجای فولادهای میکروآلیاژی متداول (با ساختار فریتی - پرلیتی) مورد توجه قرار گرفته اند [۲].

در سال‌های اخیر مطالعات قابل توجهی بر روی رفتار خستگی فولادهای میکروآلیاژ پرلیتی - فریتی صورت گرفته است [۳-۴] اما کمتر به بررسی رفتار خستگی فولادهای میکروآلیاژ چند فازی پرداخته شده است. در این پژوهش با اعمال سرمایش کنترل شده همدمای دو مرحله‌ای بر روی فولادهای میکروآلیاژ کربن متوسط، تاثیر ریزساختارهای محتوی فاز مستحکم مارتنزیت و بینیت در کنار فریت بر خواص خستگی در دمای محیط و دمای  $200^\circ\text{C}$  بررسی شده است.

## روش تحقیق

در این پژوهش دو فولاد کربن متوسط در حالت آهنگری شده (آهنگری شعاعی) با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول (۱) تحت مطالعه و بررسی قرار گرفته‌اند.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی فولادهای مورد آزمایش.

نوع فولاد	C%	Si%	Mn%	S%	P%	Cr%	Mo%	V%	N(PPM)
A	۰/۳۵	۰/۵۵	۱/۳۸	۰/۰۶	۰/۰۱	۰/۰۴	۰/۰۱	۰/۱۳	<۱۰۰
B	۰/۳۶	۰/۵۵	۱/۴۰	۰/۰۳۴	۰/۰۱۱	۰/۰۳	۰/۰۱	---	<۱۰۰

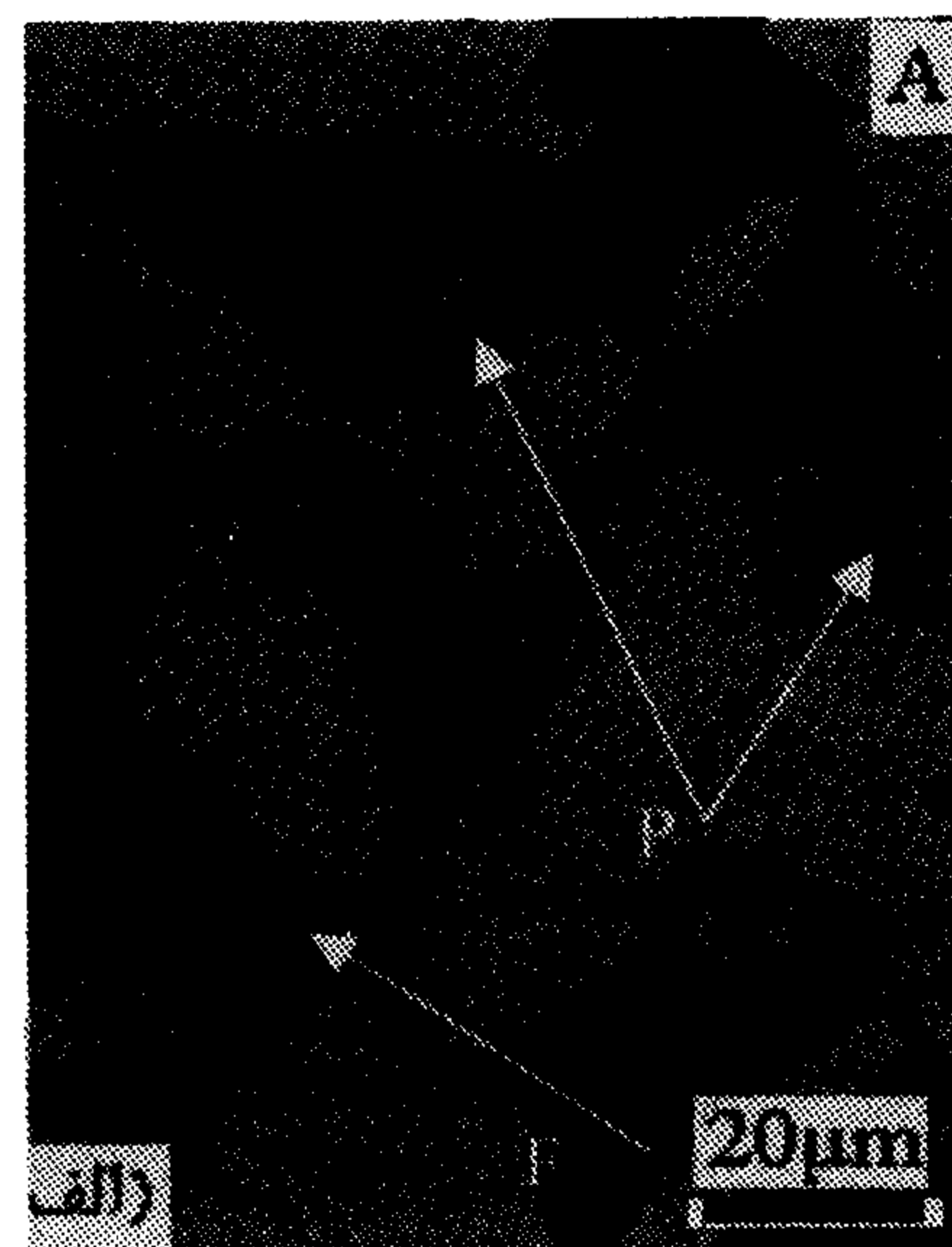
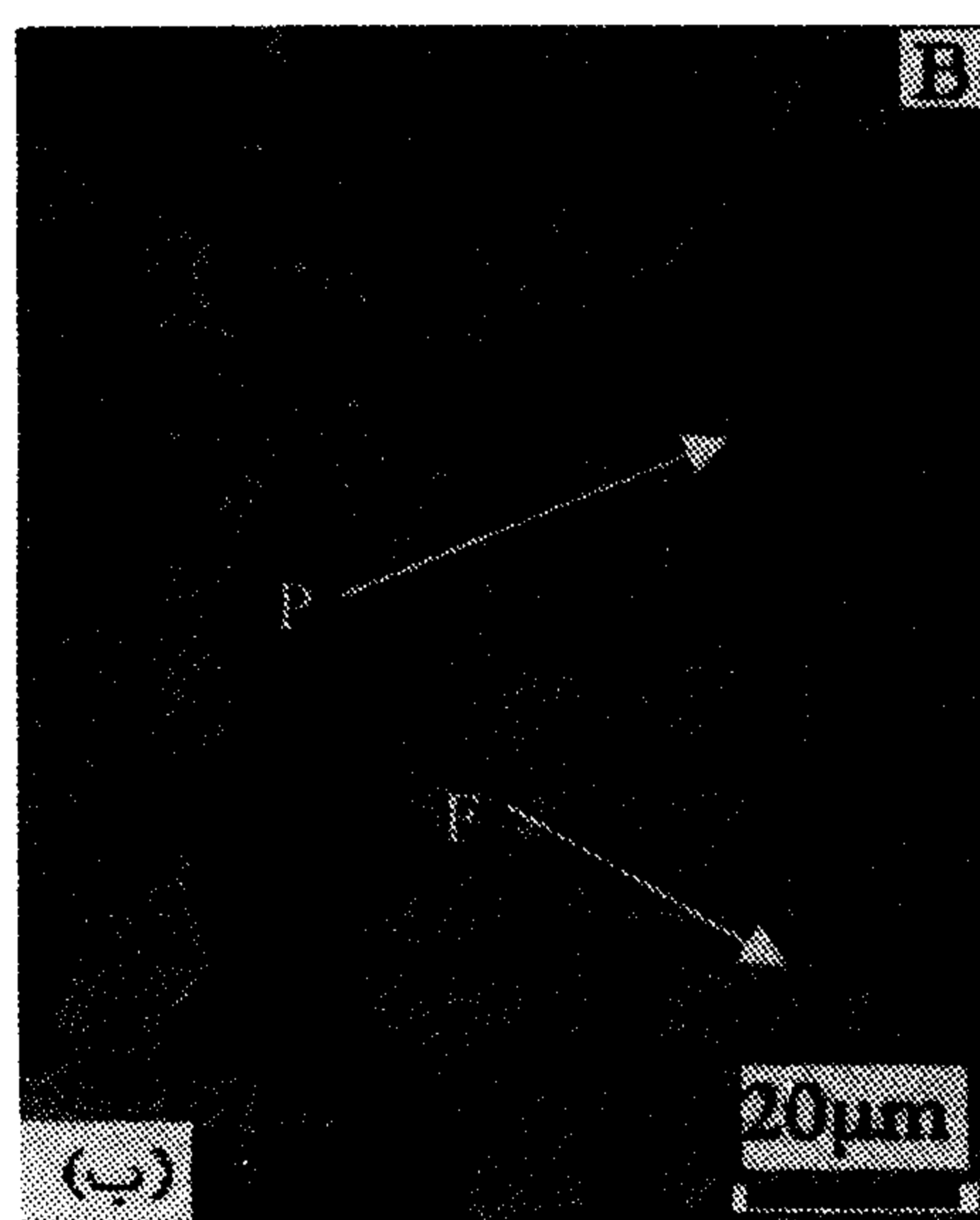
## نتایج و بحث

اصولا عقیده بر این است که هر عاملی خواص کششی فولاد را افزایش دهد می‌تواند خواص خستگی آن را نیز بهبود ببخشد. ریزساختارهای موجود در فولادها، با توجه به رفتار نابجایی‌ها و برهم کنش آنها با یکدیگر و با دیگر فازهای موجود در ساختار، با تغییر مشخصه‌های باندهای لغزشی<sup>۱</sup> مراحل مختلف جوانه زنی و رشد ترک خستگی را تحت تاثیر قرار می‌دهند. در شکل (۱) ریزساختارهای اولیه و در شکل (۲) ریزساختارهای حاصله پس از عملیات حرارتی دو فولاد میکروآلیاژ (فولاد A) و ساده کربنی (فولاد B) ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود ریزساختارهای اولیه پرلیتی - فریتی بوده که پس از عملیات حرارتی بسته به زمان بینیت کردن ساختارهای متفاوت فریتی - مارتنزیتی، فریتی - مارتنزیتی - بینیتی و فریتی - بینیتی حاصل شده‌اند.

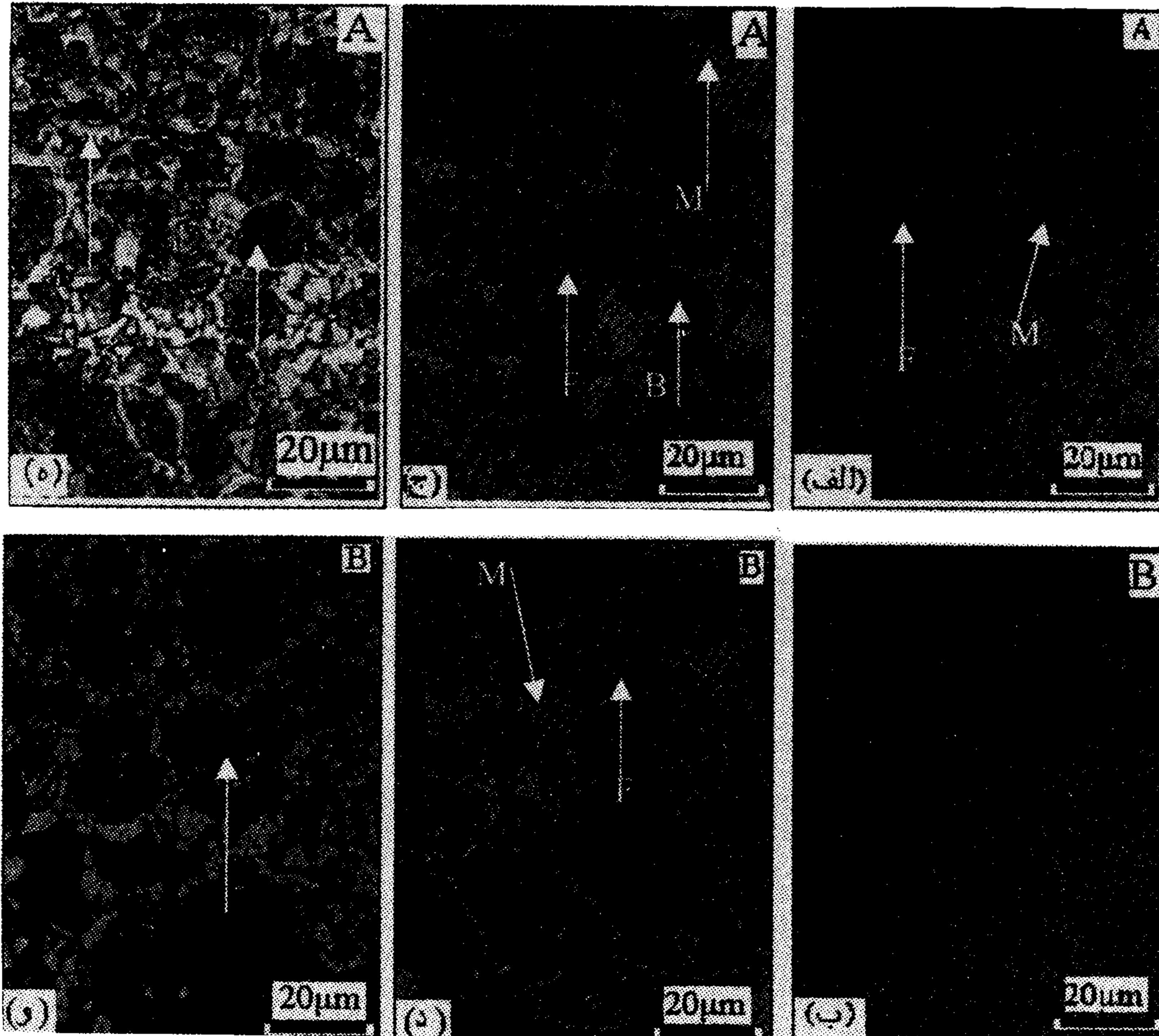
جدول (۲) استحکام کششی ریزساختارهای مختلف فولادهای A و B در دمای محیط و  $200^{\circ}\text{C}$  را نشان می‌دهد. همچنین درصد هر یک از فازهای موجود در ساختارهای مخلوط در این جدول ارائه شده است. مشاهده می‌شود که در دمای ثابت بینیت کردن، با جایگزین شدن مقداری از فاز مستحکمتر مارتنزیت توسط فاز بینیت خواص کششی این فولادها (جدول ۲) کاهش یافته است.

در این میان فولاد A با توجه به حضور کاربونیتریدهای وانادیم در ساختار خود، استحکام بهتری نسبت به فولاد B در دمای محیط نشان داده‌است. رسوبات کاربید وانادیم (برخلاف کاربونیترید تیتانیم و نیتريد وانادیم که ضریب انبساط حرارتی پایینی دارند) از ضریب انبساط حرارتی بالایی برخوردار بوده که باعث تشکیل میدانهای تنش کششی در اطراف خود می‌گردند. بدین ترتیب بخشی از میدانهای تنش فشاری تغییر حالت آستنیت به مارتنزیت توسط آنها خنثی می‌گردد. در نتیجه نرخ جوانه زنی مارتنزیت از آستنیت افزایش یافته و باعث بهبود استحکام کششی می‌گردد [۶].

از طرف دیگر به نظرمی‌رسد که در شرایط یکسان، سینتیک تشکیل بینیت در فولاد A کندتر از فولاد B بوده که منجر به تشکیل کسر حجمی بینیت کمتر (و در نتیجه مارتنزیت بیشتر) گردیده است و نهایتا به افزایش استحکام کششی منتهی شده‌است. در این حالت دیده می‌شود که استحکام کششی نمونه‌هایی که حاوی ریزساختار بینیت فوقانی<sup>۲</sup> هستند نسبت به آنهایی که محتوی بینیت تحتانی<sup>۳</sup> می‌باشند بیشتر کاهش یافته است. این نتیجه با توجه به اینکه خواص بینیت تحتانی به مارتنزیت نزدیکتر است قابل پیش بینی می‌باشد.



شکل ۱: ریزساختار فولادهای A و B قبل از عملیات حرارتی (F: فریت، P: پرلیت).



شکل ۲: ریزساختار فولادهای A و B پس از عملیات حرارتی (F: فریت، B: بینیت، M: مارتنزیت).

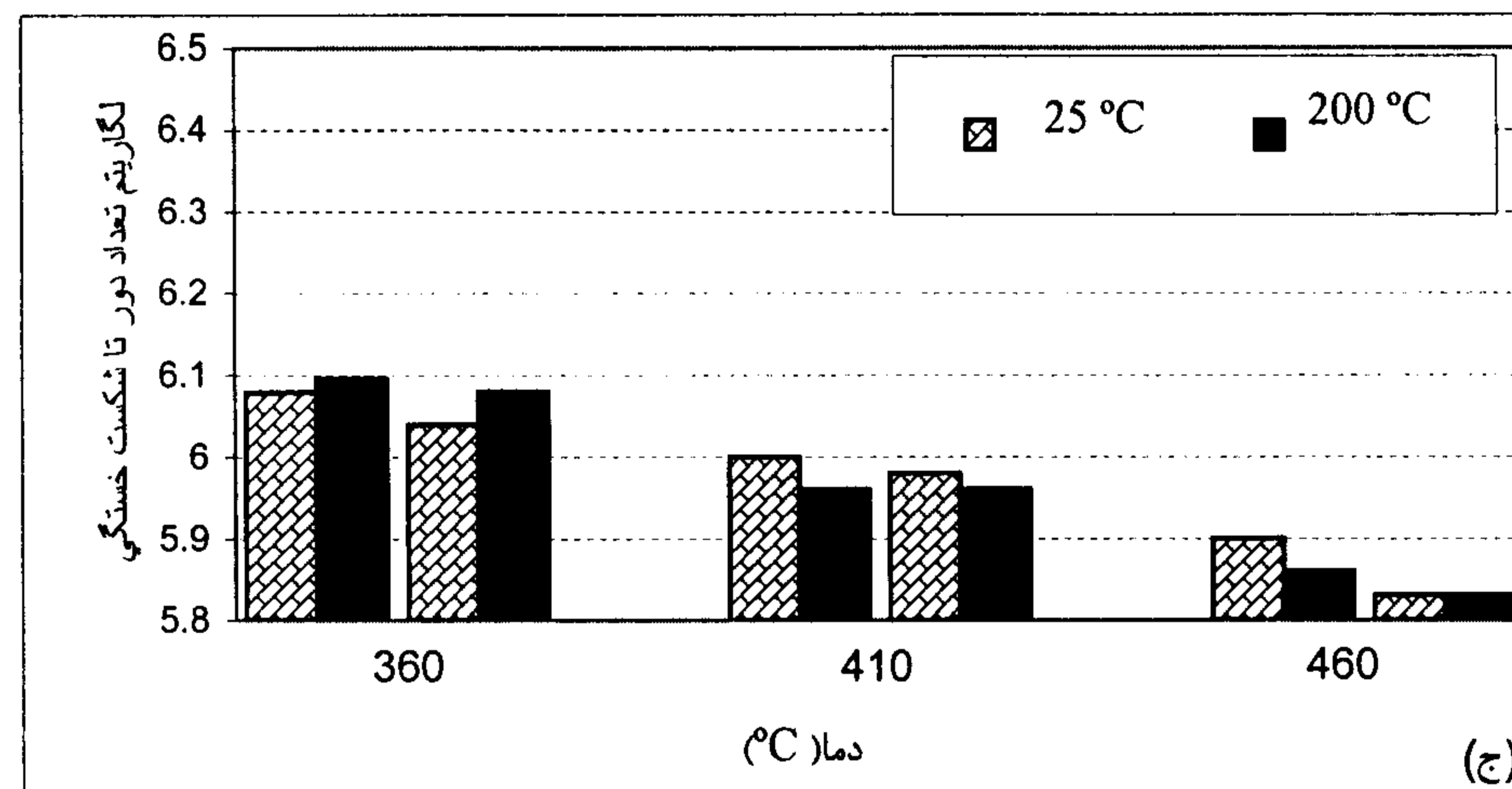
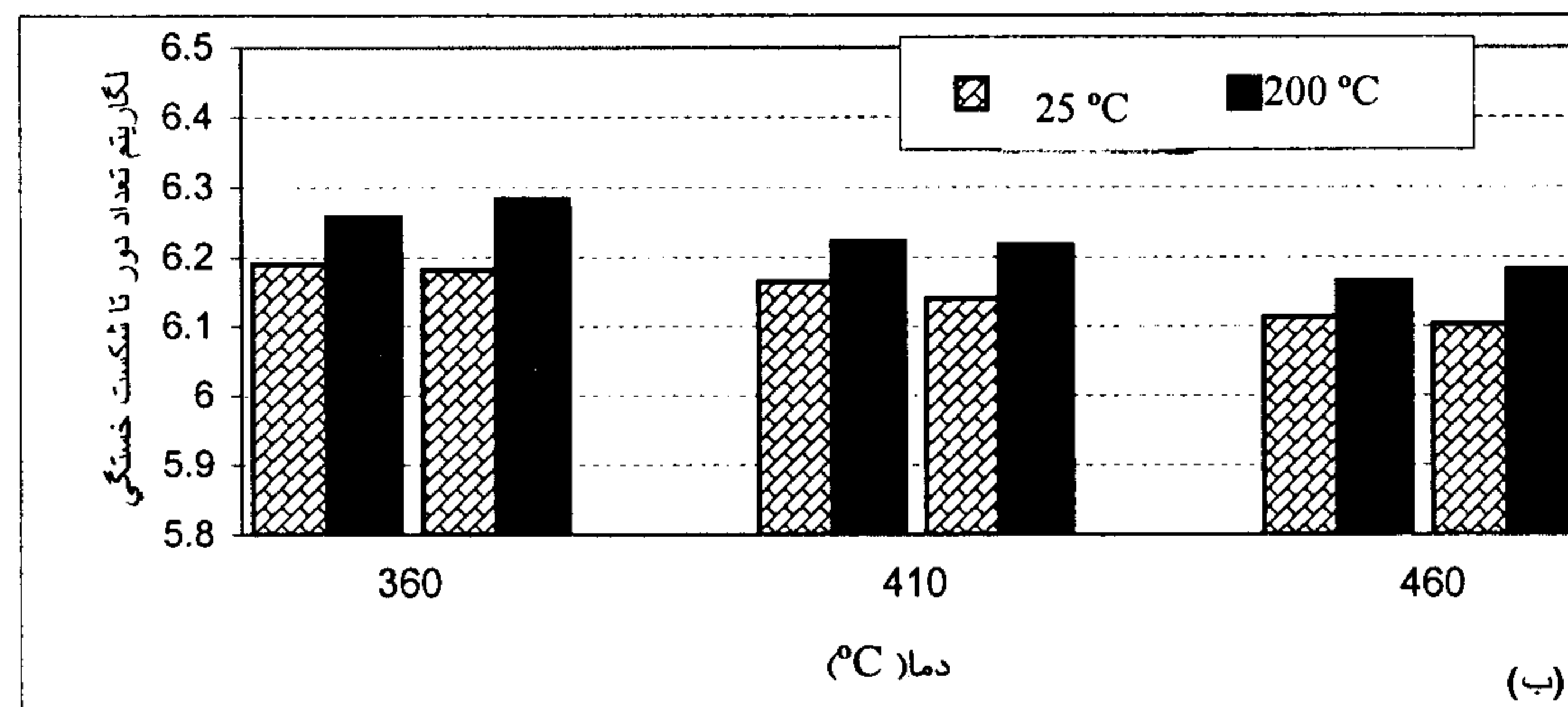
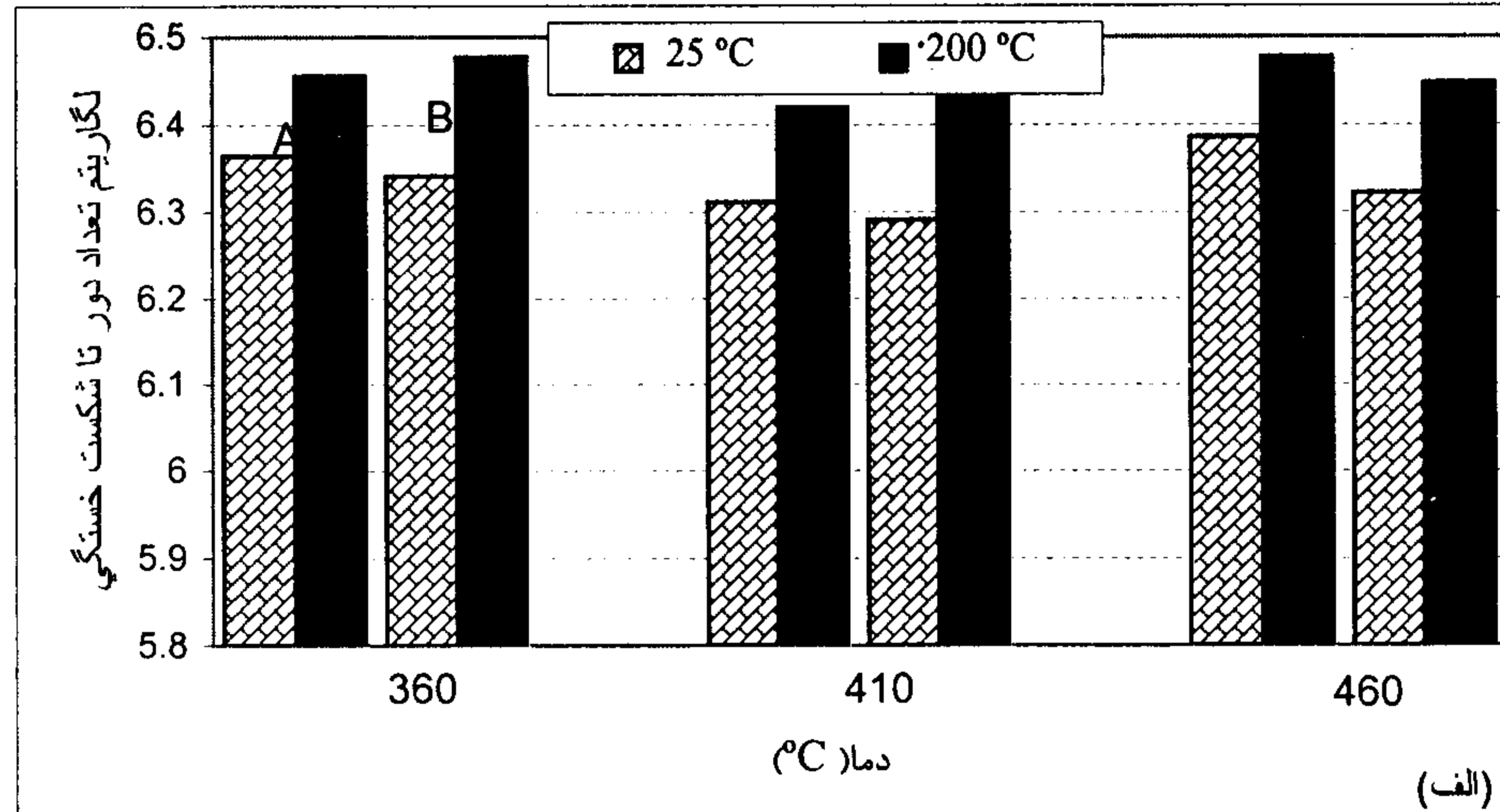
جدول ۲: استحکام نهایی فولادهای A و B بر حسب دما و زمان های مختلف بینیت کردن.

استحکام نهایی (MPa)				ریزساختار (درصد فاز، %)	زمان بینیت (ثانیه)	دمای بینیت (°C)
فولاد B		فولاد A				
دمای ۲۰۰°C	دمای محیط	دمای ۲۰۰°C	دمای محیط			
۱۱۵۰	۹۸۰	۱۱۶۰	۱۰۸۰	فریت (۲۵) - مارتنزیت (۷۵)	۱۰	۴۶۰
۹۳۰	۸۷۰	۹۶۰	۹۴۰	فریت (۲۵) - مارتنزیت (۸) - بینیت فوقانی (۶۷)	۳۰	
۷۰۰	۷۴۰	۷۶۰	۷۹۰	فریت (۲۵) - بینیت فوقانی (۷۵)	۳۰۰	
۱۱۵۰	۱۰۹۰	۱۱۸۰	۱۱۲۰	فریت (۲۵) - مارتنزیت (۷۵)	۱۰	۴۱۰
۸۵۰	۸۳۰	۸۹۰	۸۷۰	فریت (۲۵) - مارتنزیت (۱۳) - بینیت (۶۲)	۳۰	
۷۵۰	۷۹۰	۷۸۰	۸۱۵	فریت (۲۵) - بینیت (۷۵)	۳۰۰	
۱۱۸۰	۱۱۰۰	۱۲۰۰	۱۱۴۰	فریت (۲۵) - مارتنزیت (۷۵)	۱۰	۳۶۰
۹۲۰	۹۰۰	۹۴۰	۹۶۰	فریت (۲۵) - مارتنزیت (۱۷) - بینیت تحتانی (۵۸)	۳۰	
۸۱۰	۸۱۰	۸۳۰	۸۷۰	فریت (۲۵) - بینیت تحتانی (۷۵)	۳۰۰	

### تأثیر دما و زمان بینته کردن (ریزساختار) بر عمر خستگی

همانطور که در شکل (۳) دیده می شود با توجه به درجه حرارت و زمانهای مختلف بینته کردن رفتار خستگی ریزساختارهای مختلف فریتی - مارتنزیتی، فریتی - مارتنزیتی - بینیتی و فریتی - بینیتی کاملاً متمایز

می باشند. در این میان فولادهای A و B که ریزساختار فریتی - مارتنزیتی دارند بترتیب بطور متوسط پس از تحمل  $2/32 \times 10^6$  و  $2/08 \times 10^6$  دور شکسته شده اند (شکل ۳ - الف). با افزایش زمان بینته کردن از ۱۰ به ۳۰ ثانیه متوسط تعداد دور تا شکست فولادهای A و B بترتیب ۳۸ و ۳۳ درصد کاهش یافته است (شکل ۳ - ب).



شکل ۳: لگاریتم تعداد دور تا شکست خستگی فولادهای A و B در دماهای مختلف بینته کردن (الف: ریزساختارهای فریتی - مارتنزیتی، ب: ریزساختارهای فریتی - مارتنزیتی - بینیتی، ج: ریزساختارهای فریتی - بینیتی).

ضریب تمرکز تنش آستانه ( $\Delta K_0$ ) در فولادهای دو فازی فریتی - مارتنزیتی با فاز پیوسته فریت را به انسداد ترک<sup>۷</sup> خستگی نسبت داده‌اند [۱۱]. در این حالت انسداد ترک می‌تواند از زبری سطح شکست خستگی ناشی شده باشد.

از طرف دیگر مشاهده می‌شود که ریزساختارهای فریتی - بینیتی با فاز پیوسته فریت عمر خستگی بسیار کمتری در مقایسه با ریزساختارهای فریتی - مارتنزیتی دارند (شکل-۳). علاوه بر این، با توجه به اینکه هر دو ریزساختار فریتی - مارتنزیتی و فریتی - بینیتی از نظر مورفولوژی و کسر حجمی فریت و همچنین ترکیب شیمیایی مشابه هستند، اختلاف موجود در عمر خستگی این دو ریزساختار به رفتار متفاوت فاز بینیت و یا مارتنزیت زمینه، خواص ذاتی فصل مشترک‌ها و زیرساختار<sup>۸</sup> موجود در فریت وابسته است. در فولادهای دو فازی جوانه‌زنی باندهای لغزشی پایدار<sup>۹</sup> و تشکیل ترک‌های ریز خستگی در فریت (در نقاطی که دانسیته نابجایی‌ها زیاد و ناهمگن می‌باشد) و همچنین در فصل مشترک فازها که عدم تطابق کرنشی وجود دارد صورت می‌گیرد. از طرف دیگر، در فولادهای دو فازی، فاز فریت همواره سخت شدن تناوبی<sup>۱۰</sup> و فاز مارتنزیت و یا بینیت نرم شدن تناوبی<sup>۱۱</sup> نشان می‌دهند که برآیند این دو، رفتار خستگی را تحت تاثیر قرار می‌دهد [۱۲]. همچنین ساختار بینیت با توجه به ماهیت بسته‌های<sup>۱۲</sup> آن قابلیت زیادی در انحراف مسیر ترک دارند (بطوریکه در منحنی نرخ رشد ترک برحسب ضریب تمرکز تنش این فولادها پریودهایی از توقف رشد ترک دیده می‌شود) [۱۳].

### تاثیر دمای آزمایش بر عمر خستگی

همانطور که در شکل (۳) مشاهده می‌شود علاوه بر تاثیر دمای بینیته کردن و ترکیب شیمیایی بر عمر خستگی، تاثیر پارامتر دمای آزمایش نیز ارائه شده است. با مقایسه نمودارهای شکل (۳) استنباط می‌شود که در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  عمر خستگی بیشتر نمونه‌ها نسبت به دمای محیط بهبود یافته است. اما میزان این افزایش در ساختارهای مختلف، متفاوت است. تاثیر دما بر رفتار خستگی در بازه‌های مختلف حرارتی

بنابراین در یک ترکیب شیمیایی معین ریزساختارهای فریتی - مارتنزیتی - بینیتی عمر خستگی کمتری نسبت به ریزساختارهای فریتی - مارتنزیتی نشان می‌دهند. همچنین با افزایش زمان بینیته کردن از ۳۰ به ۳۰۰ ثانیه متوسط تعداد دور تا شکست خستگی فولادهای A و B برترتیب ۳۰ و ۳۳ درصد کاهش یافته‌است (شکل ۳-ج). به عبارت دیگر در یک ترکیب شیمیایی مشخص ریزساختار فریتی - مارتنزیتی با فاز پیوسته فریت حداکثر عمر خستگی و ریزساختار فریتی - بینیتی با فاز پیوسته فریت حداقل عمر خستگی را نشان می‌دهد.

بطور کلی فولادهای دو فازی<sup>۴</sup> به ریزساختارهایی اطلاق می‌شوند که محتوی مقادیری از فاز مستحکم مارتنزیت یا بینیت در زمینه داکتیل فریت باشند. بعلاوه باید خاطر نشان شود که با کنترل فرآیند عملیات حرارتی می‌توان ریزساختاری دو فازی با فاز پیوسته فریت یا مارتنزیت ایجاد نمود. پیوستگی هریک از فازهای فریت و یا مارتنزیت می‌تواند تاثیر زیادی بر خواص مکانیکی فولادهای دو فازی داشته باشد. شبکه پیوسته فاز مارتنزیت با تحمل کسر بیشتری از بار اعمالی و با کاهش قابلیت تغییر شکل پلاستیک در نوک ترک خستگی، ضریب تمرکز تنش آستانه<sup>۵</sup> ( $\Delta K_0$ ) را افزایش می‌دهد [۷]. McEvily و Suzuki نشان داده‌اند که در فولادهای دو فازی شامل فاز پیوسته فریت و یا مارتنزیت، پیوستگی فاز فریت مقاومت به رشد ترک خستگی را افزایش می‌دهد. علیرغم تحقیقات گسترده بر روی رفتار خستگی فولادهای دو فازی نتایج منتشر شده اختلاف زیادی با یکدیگر داشته و بعضاً متناقض نیز می‌باشند [۸-۹]. علت این اختلاف‌ها را می‌توان به یکسان نبودن ترکیب شیمیایی، اندازه دانه‌های آستنیت، مورفولوژی فازها و شرایط مختلف تنش، کرنش و نرخ کرنش نسبت داد. مطابق نتایج ارائه شده در شکل (۳) ریزساختارهای فریتی - مارتنزیتی با پیوستگی فاز فریت بیشترین عمر خستگی را در بین ریزساختارهای موجود نشان داده‌اند. از طرف دیگر پیوستگی فاز فریت موجود در این فولادها می‌تواند باعث ایجاد تغییر جهت<sup>۶</sup> زیادی در مسیر حرکت ترک‌های خستگی [۱۰] و در نتیجه افزایش عمر خستگی گردد. همچنین Dutta مقادیر بالای ( $17 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ )

فاز فریت، افزایش قابل توجهی را در عمر خستگی باعث شده است. در ساختارهای فریتی - مارتنزیتی - بینیتی (شکل ۲- ج، د) با کاهش میزان کربن و نیتروژن فوق اشباع و همچنین جایگزینی فاز مارتنزیت توسط بینیت، میزان افزایش در عمر خستگی در دمای بالا نسبت به دمای محیط در مقایسه با ساختارهای فریتی - مارتنزیتی کمتر شده است (بطور متوسط ۱۸ درصد). اما در نمونه‌های بینیت شده در  $360^{\circ}\text{C}$  میزان بهبود در عمر خستگی در اثر افزایش دما، بیشتر (۳۶ درصد) می‌باشد که علت آن را می‌توان به نزدیک بودن رفتار بینیت تحتانی به مارتنزیت نسبت داد. در ساختارهای فریتی - بینیتی (شکل ۳- ج) تأثیر دما بر افزایش عمر خستگی بسیار ناچیز (حداکثر ۱۰ درصد) بوده حتی در برخی نمونه‌ها کاهش می‌یابد که با توجه به دانسیته بسیار کمتر نابجایی‌ها در فریت و بینیت در این ساختار قابل پیش بینی می‌باشد.

### تأثیر ترکیب شیمیایی بر میزان افزایش عمر خستگی

نکته قابل توجه در نمودارهای شکل (۳) این است که تأثیر دما بر افزایش عمر خستگی فولاد میکروآلیاژی A کمتر از فولاد ساده کربنی B می‌باشد. این رفتار می‌تواند به سینتیک تشکیل اتمسفرکاترل<sup>۱۴</sup> که عامل اصلی پدیده پیرکرنشی است نسبت داده شود. عناصر میکروآلیاژی با تشکیل کاربونیتریدهای میکروآلیاژی علاوه بر اینکه میزان عناصر بین نشین مورد نیاز برای تشکیل اتمسفرکاترل را کاهش می‌دهند با میدانهای تنشی که در اطراف خود ایجاد می‌کنند باعث می‌شوند که اتم‌های بین نشین آزاد تحت تأثیر میدانهای موجود قرار گرفته و در نتیجه انرژی اکتیواسیون تشکیل اتمسفر کاترل را افزایش می‌دهند [۱۵]. در دمای بالا میزان افزایش استحکام تسلیم ناشی از پیرکرنشی در فولاد ساده کربنی بیشتر از فولاد میکروآلیاژ می‌باشد (جدول ۲). همچنین فریت فولاد میکروآلیاژ نسبت به فولاد ساده کربنی رسوبات بیشتری دارد که ناهمگنی موضعی کمتری در دانسیته نابجایی‌ها ایجاد می‌کند در نتیجه حساسیت فولادهای میکروآلیاژ به دما در برابر خستگی کمتر می‌باشد.

توسط محققین زیادی مورد بررسی قرار گرفته است. رفتار خستگی در دماهای کمتر از دمای محیط، به شدت به ساختار نابجایی‌ها وابسته است. در دماهای بالا (بالتر از  $400^{\circ}\text{C}$ ) رفتار خستگی با مکانیزمهای خزشی همراه می‌شود و با توجه به تأثیر دما بر ریزساختارها و فرایندهای نفوذی، معمولاً در این ناحیه، خواص خستگی به شدت افت می‌کند. اما در دماهای کمتر از دمای فعال شدن مکانیزمهای خزش و بالاتر از دمای محیط، رفتار خستگی در فولادها از قاعده بخصوصی پیروی نمی‌کند. در این بازه حرارتی پارامترهای مختلفی از جمله دما، ترکیب شیمیایی، نرخ کرنش و ریزساختارهای اولیه فولاد به شدت رفتار مکانیکی و خستگی را تحت تأثیر قرار می‌دهند. با توجه به اینکه رفتار خستگی به خواص سطحی بسیار حساس است این محدوده حرارتی می‌تواند با حذف یا کاهش تنشهای فشاری موجود در لایه‌های سطحی استحکام خستگی را کاهش دهد. اما از طرف دیگر، تغییرات ایجاد شده در رفتار نابجایی‌ها و همچنین تشکیل فازهای جدید و برهم کنش آنها با نابجایی‌ها می‌تواند باعث بهبود عمر خستگی گردد.

بیشتر محققین [۱۴] افزایش در استحکام خستگی در دماهای کمتر از  $400^{\circ}\text{C}$  را به پدیده پیرکرنشی دینامیکی<sup>۱۳</sup> نسبت داده اند.

پیرکرنشی خود تابعی از نرخ کرنش، دما، ترکیب شیمیایی، و تاریخچه عملیات حرارتی، می‌باشد.

با توجه به نتایج این تحقیق ساختارهای مارتنزیتی - فریتی (شکل ۲ - الف، ب) بیشترین افزایش در عمر خستگی را در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  نسبت به دمای محیط نشان می‌دهند (شکل ۳ - الف). فولاد ساده کربنی B که در دمای  $410^{\circ}\text{C}$  بینیت گردیده ۴۰ درصد افزایش استحکام خستگی نشان می‌دهد. این ساختارها حاوی فریت فوق اشباع می‌باشند که علاوه بر اینکه عناصر بین نشین فوق اشباع در آنها وجود دارد دانسیته نابجایی‌ها در آنها (بدلیل سیکل عملیات حرارتی اعمال شده) بسیار بالا می‌باشد. همچنین با توجه به دمای آزمایش، مرحله اول فرایند بازگشت نیز می‌تواند رخ داده باشد که در این صورت احتمالاً باعث تشکیل ذرات ریز کاربید  $\epsilon$  و  $\eta$  گردیده و برهم کنش آنها با دانسیته بالای نابجایی‌ها در

## نتیجه گیری

در این مقاله اثر درجه حرارت آزمایش، ریزساختار و ترکیب شیمیایی بر عمر خستگی فولادهای میکروآلیاژ و ساده کربنی مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج حاصله با مشاهدات ریزساختاری و آزمایش های خستگی مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته و نتایج زیر حاصل شده است:

- ۱- عمر خستگی فولادهای میکروآلیاژ و ساده کربنی به شدت تحت تاثیر دما، ریزساختار و ترکیب شیمیایی قرار می گیرند.
- ۲- افزایش دما باعث بروز پدیده پیرکرنشی و افزایش استحکام خستگی بویژه در ساختارهای فریتی - مارتنزیتی می گردد.

## مراجع

- 1 - Yange, L. and Fatemi, A. (1995). "Deformation and fatigue behavior of V-based microalloyed steel in the as-forged and Q&T conditions." *J. of Testing and Evaluation*, Vol. 23, No. 2, PP.80-86.
- 2 - Balart, M. J., Davis, C. D. and Strangwood, M. (2002). "Fracture behavior in a medium carbon Ti-V-N and V-N microalloyed steels." *Mat. Sci. and Eng.*, A 328, PP.48-57.
- 3 - Sabramanya, V. and Padmanabba, K. A. (1997). "Low cycle fatigue behavior of a medium carbon microalloyed steel." *Int. J. of fatigue*, Vol. 19, No. 2, PP.135-140.
- 4 - Krabel, A. and Reichel, U. (1993). "Low cycle fatigue properties of microalloyed medium carbon precipitation hardening steels in comparison to Q&T steels." *Steel Research*, Vol. 64, No. 8/9, PP.425-430.
- ۵- قربانی، ج. و سایرین "تاثیر دما و زمان تغییر حالت همدمای متوالی بر ریزساختار و خواص کششی فولادهای کربن متوسط حاوی وانادیم." اولین کنفرانس شکل دهی فلزات و مواد، دانشگاه صنعتی شریف، اردیبهشت (۱۳۸۱).
- 6 - Park, J. and Ok, S. Y. (2001). "Effect of precipitation of V(C,N) on the ferrite grain refinement in a tempered martensite structure of C-Mn-V steel." *International Symposium on Ultra Fine Grained Steel*, The Iron and Steel Institute of Japan, PP.172-176.
- 7 - Beatty, J. H. and Shiflet, G. J. (1991). "Strain distribution effects on the low cycle fatigue behavior of Fe-C-Mo steels." *Metallurgical Transaction*, 22 A, PP.675-683.
- 8 - Wang, Z. G. and Al, S. H. (1999). "Fatigue of martensite-ferrite high strength low alloy dual phase steels." *Isij International*, Vol. 39, No. 8, PP.747-759.

- ۳- تاثیر پدیده پیرکرنشی در فولادهای ساده کربنی بیشتر از فولادهای میکروآلیاژی می باشد.
- ۴- بیشترین افزایش در عمر خستگی ناشی از افزایش دما، مربوط به ریزساختارهای فریتی - مارتنزیتی فولاد ساده کربنی و معادل ۴۰ درصد می باشد.

## تشکر و قدردانی

بدین وسیله از مسئولین محترم مجتمع فولاد اسفراین برای فراهم آوردن مواد اولیه و امکانات مالی جهت انجام این تحقیق تشکر و قدردانی می شود. همچنین از پرسنل کارگاه عمومی دانشکده فنی دانشگاه تهران بخاطر آماده سازی نمونه های آزمایشگاهی تشکر و قدردانی می گردد.



- 9 - Zeng, E., et al. (1991). "Influence of prestrain and aging on near-threshold crack propagation in as-rolled and heat treated dual-phase steels." *Steel Research*, No.5, PP.223-227.
- 10 - Rammage, R. M. (1987). "The effect of phase continuity on the fatigue and crack closure behavior of a dual phase steel." *Metallurgical Transaction*, Vol. 18A, PP.1291-1298.
- 11 - Dutta, V. B. (1983). "Fatigue crack propagation in a dual phase steel:effect of ferritic-martensitic microstructures on crack path morphology." *Metallurgical Transaction*, Vol. 15 A , PP.1193-1207.
- 12 - Giordani, E. J, Pinto, T. B. and Ferrandini, P. (1998). "Monotonic and cyclic mechanical properties of a titanium and niobium microalloyed steel in some microstructural condition." *American Society of Mechanical engineers*, 17th International conference on offshore mechanics and arctic engineering (USA), PP.10-20.
- 13 - Hossein, K. and Tauqir, A. (1994). "Short fatigue crack growth behavior in a ferrite-bainite steel." *Metallurgical Transaction*, 25 A, PP.2421-2425.
- 14 - Trivei, R. N. (1997). "Effect of drawing strain and bluing on the fatigue strength of eutectoid steel wire." *Fatigue Fract. Eng Mater. Struct.*, Vol. 20, No. 12, PP.1677-1686.
- 15 - Panda, A. K., et al. (1994). "Studies on kinetics of strain aging in Nb ,Ti , V HSLA steels and dual phase steels." *Steel Research* , No. 3, PP.131-136.

### واژه های انگلیسی به ترتیب استفاده در متن

- 1-Slip Bands
- 2-Upper Bainite
- 3-Lower Bainite
- 4-Dual Phase Steel
- 5-Threshold Values
- 6-Deflection
- 7-Crack Closure
- 8-Substructure
- 9-Persistent Slip Bands
- 10-Cyclic Hardening
- 11-Cyclic Softening
- 12-Packet
- 13-Dynamic Strain Aging
- 14-Cottrell Atmosphere

