

# بررسی خواص مکانیکی فولاد فریت - مارتنزیتی

علیرضا فلاحي

استاديار دانشكده مكانيك دانشگاه صنعتی امیرکبیر

چکیده:

هدف از این مقاله بحث بر روی معیارهای شکست (Fracture) و با استفاده از این بحث بررسی خواص و کاربرد فولاد فریت - مارتنزیتی به عنوان جایگزین فولاد مقام کم آلیاژ HSLAS (High Strength Low Alloy steels) می باشد. در این راستا خواص فولاد فریت - مارتنزیتی با توجه به پارامترهای مؤثر بر آن از جمله: مقدار و شکل فاز سخت مارتنزیت و اندازه دانه ها بررسی می گردد و تغییرات خواص مکانیکی شامل مقاومت خستگی (Fatigue) خواص کششی و مقاومت در مقابل ضربه (Toughness) با توجه به تغییرات ریز ساختار و پارامترهای وابسته به آن بحث می گردد.

A.Fallahi, Ph.D.

Assistant prof

Mech. Eng. Dept

Mech .Eng . Dept . Amirkabir University

## ABSTRACT

*The object of this work is to review the design criteria of fracture by which the mechanical properties of dual phase steel as an alternative for the HSLAS (High Strength Low Alloy Steels) application have been studied.*

*In this regard, the effects of martensite volume fraction and morphology, and ferrite grain size on fatigue, tensile and impact properties of dual steels produced by heat treatment or by controlled rolling have been investigated.*

مقدمه:

فولاد فریت-مارتنزیتی (Dual-Phase Steel) دارای ساختاری متشکل از فاز سخت مارتنزیت یا بینایت در زمینه فریت نرم می باشد این ساختار مرکب (Composite) مجموعه ای از خواص مطلوب مکانیکی را ایجاد می نماید که از آن جمله است، پائین بودن نسبت مقاومت تسلیم به مقاومت

کششی Y.S / U.T.S، تغییر فرم پلاستیک مداوم و ضریب کار سختی بالا که فرم پذیری عالی و مقاومت و قابلیت انعطاف خوب و مقاومت در مقابل ضربه قابل قبول را باعث می گردد و این نوع فولاد به دو روش می تواند تولید گردد: عملیات حرارتی و یا مستقیماً در خط نورد (as hot rolled) که چگونگی آن باختصار ذکر می گردد.

ترکیب شیمیایی این نوع فولاد کم کربن و شامل مقداری Si و Mn و همچنین مقادیر ناچیز میکروآلیاژ Nb و Ti می باشد و جدول (۱) نشانگر ترکیبات فولادهای مورد آزمایش در این پژوهش می باشد.

در روش عملیات حرارتی، فولاد در منطقه دوفاز ( $\alpha+\gamma$ ) دیاگرام آهن-کربن گرم گردیده و پس از تشکیل مقدار معین اوستنیت ( $\gamma$ ) بر اثر سریع سرد نمودن (quenching) فاز  $\gamma$  به مارتنزیت تبدیل می گردد و شکل و نحوه توزیع فاز مارتنزیتی بستگی به ساختار اولیه فولاد دارد و مقدار فاز سخت مارتنزیت هم توسط دمای عملیات حرارتی در منطقه دوفاز ( $\alpha+\gamma$ ) و سرعت سرد نمودن تعیین می گردد و لذا با کنترل ساختار اولیه فولاد از نظر اندازه دانه ها، نحوه توزیع فازها و همچنین کنترل دمای حرارت دادن می توان ساختار نهائی فولاد مارتنزیت

شامل اندازه دانه های فریت، نحوه توزیع و مقدار فاز مارتنزیت را کنترل نمود و لذا تأثیر تغییر ساختار را بر روی خواص کششی و خستگی بررسی گردیده است.

در روش نورد پارامترهای مؤثر بر ساختار نهائی فولاد شامل میزان و نوع میکروآلیاژ (Nb یا Ti) و شرایط نورد و تغییر فرم گرم می باشند و با کنترل پارامترهایی همچون دمای پیشگرم نمودن و دما و مقدار تغییر فرم در هر مرحله از نورد (pass) می توان تکامل ریزساختار را کنترل نموده و نهایتاً با سریع سرد نمودن از دمائی که ساختار شامل ( $\alpha+\gamma$ ) می باشد اوستنیت را تبدیل به مارتنزیت نموده و ساختار نهائی فولاد شامل اندازه دانه های فریت، شکل و مقدار فاز مارتنزیت را کنترل نموده و تأثیر تغییر در ریزساختار را بر روی خواص کششی و مقاومت ضربه بررسی شده است.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولادهای مورد مطالعه (درصد وزنی)

الف: تسمه نورد شده

Steel	C	Si	Mn	Nb	N	Cr	Ti	P	S	Al
Nb	0.1	1.38	0.99	0.03	0.003	-	-	0.012	0.001	0.018
Nb-Cr	0.09	1.38	0.97	0.03	0.002	0.52	-	0.012	0.002	0.015
Nb-Ti	0.084	1.38	0.97	0.04	0.004	-	0.02	0.011	0.002	0.06
Nb,Ti-N	0.088	1.4	0.98	0.03	0.013	-	0.02	0.012	0.002	0.057
Nb,Ti-Cr	0.084	1.37	0.95	0.04	0.0123	0.49	0.02	0.013	0.002	0.058

ب: ورق نورد شده

Series	C	Si	Mn	Nb	N	Cr	Ti	P	S	Al
ppm										
Nb	0.1	1.4	0.93	0.02	75	0.51	<0.02	0.005	0.003	0.017
Ti	0.09	1.35	0.83	<0.02	70	0.5	0.02	0.005	0.003	0.04

ث: فولاد عملیات حرارتی شده

Elements	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Nb	V
BSC analysis	0.12	.24	1.31	.024	.007	.10	.02	0.10	.015	.16	0.035	<.01
D.M. analysis	0.13	.34	1.6	.023	.009	.3	.067	0.10	.05	.28	.057	.009

مطالعه و بررسی رفتار مکانیکی و شکست (Fracture) مواد مهندسی شامل بررسی تأثیر نحوه بارگذاری، درجه حرارت و تأثیر ریزساختار داخلی (Microstructure) بر روی مکانیزم شکست می‌باشد.

ابتدا اصول و مبانی شکست و معیارهای طراحی برای کارکرد قطعات و سازه‌های فلزی به‌طور اختصار بحث می‌گردد. سپس نتایج حاصله از آزمایش‌های کششی، خستگی و ضربه فولاد فریت-مارتنزیتی بررسی و تأثیر پارامترهای ریزساختار (Microstructure) بر روی خواص تعیین می‌گردد.

### شکست (Fracture)

شکست یک قطعه به معنی چند تکه شدن آن بر اثر اعمال نیرو می‌باشد و ساده‌ترین حالت شکست در هنگام اعمال نیروی کششی بر روی فلزات واقع می‌گردد و در این مورد تنش لازم برای تسلیم و شروع تغییر فرم پلاستیک  $Y.S$ ، ضریب کار سختی  $n$  و نهایتاً مقاومت نهائی کششی به‌عنوان شاخص‌هایی برای مقاومت فلز در مقابل شکست در نظر گرفته می‌شوند. لیکن امروزه شاخص‌های طراحی محدود به این نگرش ( $general\ yielding$ ) نمی‌گردد و منشاء شکست با توجه به مباحث مطروحه در مکانیک شکست ( $Fracture\ Mechanics$ ) که در آن شرایط ناپایداری و رشد سریع ترک بحث می‌گردد و همچنین خستگی ( $Fatigue$ ) که شکست تدریجی بر اثر اعمال بار متناوب می‌باشد قابل بررسی و ریشه‌یابی می‌باشد. لذا برای اطمینان از بقاء و دوام اجزاء طراحی شده در هنگام کار شاخص‌های موردنظر برای هر یک از این دیدگاهها باید در نظر گرفته شود و در این راستا شرط لازم برای توسعه و بکارگیری آلیاژها و مواد تازه بررسی خواص کششی، شامل مقاومت تسلیم ( $Y.S$ )، ضریب کار سختی  $n$ ، ازدیاد طول نسبی ( $Et$ ) و مقاومت کششی نهائی ( $UTS$ ) مقاومت در مقابل ضربه ( $Impact\ energy$ ) و مقاومت در مقابل بار متناوب و خستگی می‌باشد. به‌همین دلیل خواص کششی، خستگی و مقاومت ضربه فولاد فریت-مارتنزیت در این مقاله بررسی می‌گردد.

### کاربردهای صنعتی مکانیک شکست

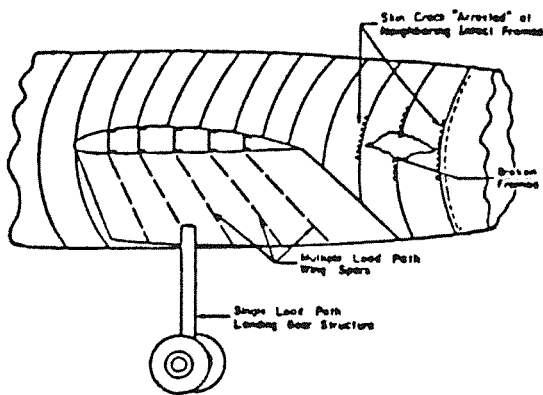
#### Industrial Application of Fracture Mechanics

دوام و بقاء اجزاء یک سازه و یا ماشین در هنگام کار تحت اثر نیروهای وارده به خواص آلیاژ سازه و همچنین چگونگی مکانیزم شکست دارد و طراحی سازه‌های مختلف مثلاً اجزاء بدنه یک هواپیما و یا پل و یا مخزن تحت فشار با توجه به انواع نیروهایی که عمل می‌نماید صورت می‌گیرد، مثلاً شاخص غالب برای طراحی اجزایی که تحت اثر نیروی محوری ایستا ( $Static$ )

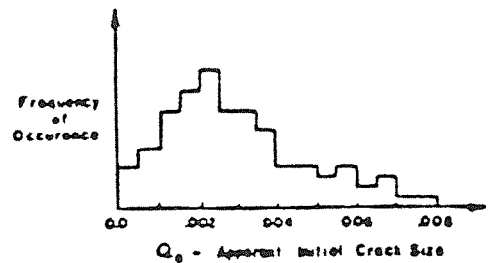
قرار می‌گیرند تنش تسلیم در نظر گرفته می‌شود. در حالیکه برای بدنه و بال هواپیما شاخص‌های ضریب تمرکز تنش  $K$  ( $Stress\ intensity\ factor$ ) و چقرمگی شکست ( $Fracture\ toughness$ ) و همچنین خستگی و رشد ترک ناشی از بار متناوب مطرح می‌باشد. لذا طول ترک بحرانی قابل تشخیص با توجه به روشهای بازرسی و بازمینی تعیین و بالنتیجه تنش وارده مجاز محاسبه می‌گردد و با در نظر گرفتن خواص موردنیاز، آلیاژ مورد نظر انتخاب می‌گردد. اصولاً دوام و بقاء یک پیکره بستگی به حد پیشرفت صدمه  $damage\ tolerance$  داشته و این خود توسط اصول طراحی ( $design\ concept$ ) و درجه قابلیت بازرسی ( $degree\ of\ inspectability$ ) که تشخیص ترک و خسارت را ممکن می‌سازد تعیین می‌گردد. (۱)

مهمترین اصول طراحی یک قطعه بستگی به انواع نیروهایی که در هنگام کار به قطعات و اجزاء اعمال می‌گردد داشته و مثلاً سه نوع نیرو وارده به اجزاء هواپیما در شکل (۱) نشان داده شده است. با توجه به شکل و اجزاء سازه بدنه هواپیما و یا بال آن معیارهای طراحی آنچنان صورت می‌گیرد که در مورد بدنه بواسطه  $crack\ arrest$  شکست و  $failure$  یک پروفیل و ترک ایجاد شده در بدنه توسط پروفیل‌های مجاور متوقف می‌گردد و در مورد بال هواپیما شکست یکی از پروفیل‌ها تأثیری بر عملکرد بال نداشته باشد و در واقع چهار پروفیل باقیمانده در سازه بال نیروهای وارده را تحمل نمایند تا شکست و صدمه در بازرسی تشخیص داده شود.

قابلیت و درجه بازرسی به قابلیت در دسترس بودن اجزاء و قطعات، تکنیک‌ها و روشهای بازرسی بستگی دارد که می‌تواند شامل عیوب قابل رویت ( $Visual$ ) و یا تشخیص آنها با استفاده



شکل ۱ نمایش اصول طراحی در سازه یک هواپیما، توقف ترک توسط پروفیل‌های مجاور، تقسیم بار بین پروفیل‌های بال هواپیما و تحمل بار توسط پایه



شکل ۲ توزیع اندازه ترکهای اولیه

می آورد که در آن محدوده تشخیص ترک امکان پذیر می گردد. ۲- طول ترک اولیه آشکار (apparent initial flaw size) مرکز ثقل طراحی اقتصادی بدنه هواپیما می باشد که خود تابعی است از عیوب داخلی (inclusions) و پرداخت سطوح که متأثر از فرآیندها و روشهای تولید قطعات و اجزاء سازه می باشد.

در رابطه با طراحی یک پل چنانچه بار متحرک (وزن خودروها و ...) به بار ثابت و مرده (وزن پل) فزونی یابد، مسئله خستگی و شکست ناشی از رشد ترک و عیوب جوشکاری را جدی باید گرفت. اگرچه فولاد و آلیاژهای مورد استفاده در سازه پل از مقاومت ضربه خوبی برخوردارند و لیکن افت دما و افزایش سرعت بارگذاری و همچنین تشنه های پس ماند ناشی از مراحل ساخت (مثلاً تنش کشش حاصله در طول خط جوش به علت انقباض ناحیه HZA نسبت به منطقه سرد) می توانند موجب شکست سازه و پل به علت تغییر رفتار مکانیکی فولاد از حالت نرم (ductile) به ترد (brittle) گردد.

### روشهای آزمایش و ساختار حاصله

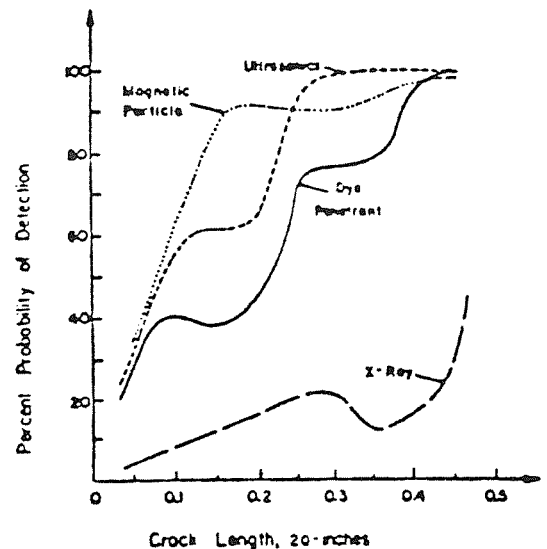
مواد به کار گرفته شده در این پژوهش، فولاد کم کربن (0.1% C) شامل میکروآلیاژ Nb و یا Ti و مقدار کم Mn, Si در جدول ۱ نشان داده شده و ساختار فولاد با ترکیبات مذکور از طریق عملیات حرارتی و یا نورد تبدیل به فولاد فریت-مارتنزیتی گردیده است.

### الف: روش عملیات حرارتی

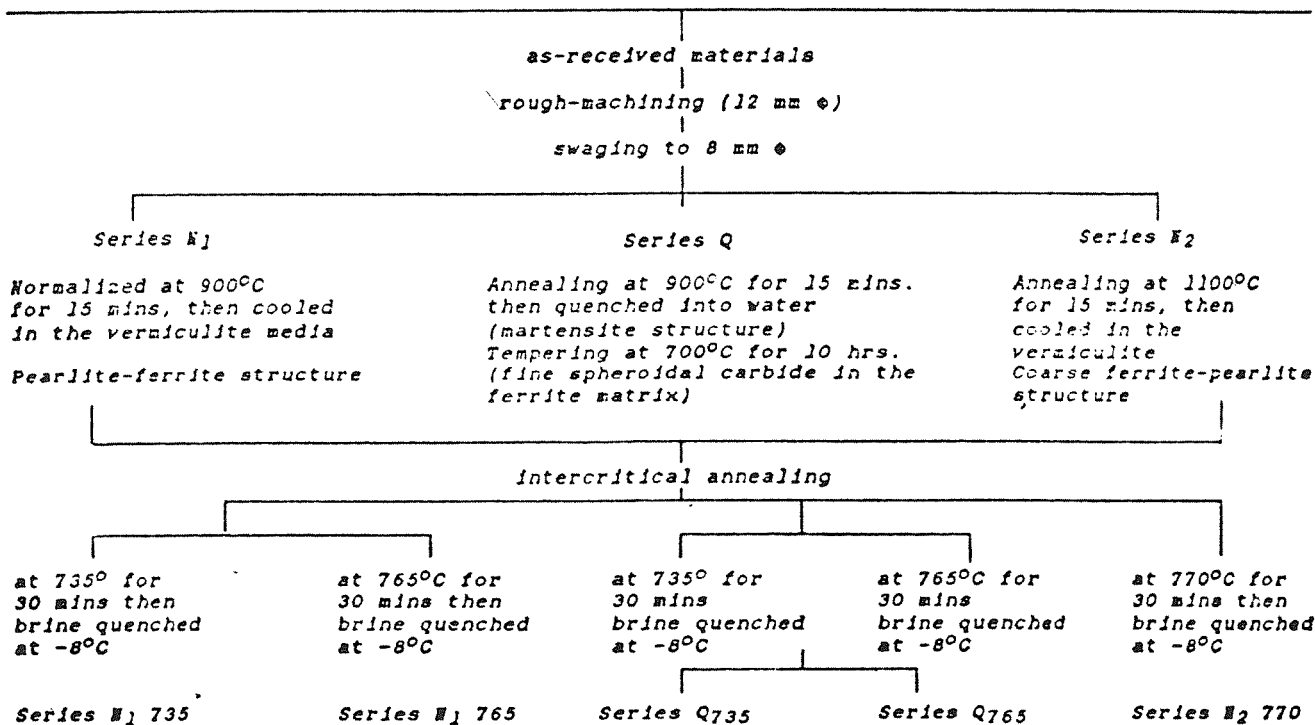
فرآیندهای عملیات حرارتی به کار گرفته شده در نمودار (۱) نشان داده شده و با تغییر ساختار اولیه فولاد و دمای عملیات حرارتی در محدوده دوفاز  $(\alpha+\gamma)$  intercritical annealing اندازه دانه های فریت، شکل و توزیع و مقدار فاز مارتنزیت تغییر نموده و اثر این تغییرات ساختاری بر روی خواص کششی و خستگی مطالعه می گردد. افزایش دمای پیشگرم نمودن از  $900^{\circ}\text{C}$  به  $1100^{\circ}\text{C}$  باعث رشد دانه ها و بالنتیجه اندازه دانه های فریت در ساختار اولیه فریت-پرلیت ۲-۳ برابر می گردد، در صورتی که فولاد از  $900^{\circ}\text{C}$  سریع سرد گردد و سپس به مدت ۱۰ ساعت بازگشت داده شود ساختار اولیه شامل فریت و ذرات ریز کاربید آهن ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) خواهد بود، شکل (۴) نشانگر انواع ساختار اولیه قبل از عملیات حرارتی در منطقه  $(\alpha+\gamma)$  می باشد و فولاد با ساختارهای این چنین در دمای  $735^{\circ}\text{C}$  و  $765^{\circ}\text{C}$  حرارت دیده تا فاز اوستنیت ( $\gamma$ ) تشکیل و سپس بر اثر سرد نمودن در آب نمک ( $-8^{\circ}\text{C}$ ) تبدیل به مارتنزیت گردد و از فولاد فریت مارتنزیتی تولیدی از این طریق نمونه های کششی و خستگی تهیه شده و خواص مذکور بررسی گردیده است.

از آزمایشهای غیرمخرب (NDT) باشد. آنالیز نتایج حاصله از آزمایش بر روی قطعات تحت نیروهای مشابه شرایط کار و آشکار شدن ترک و رشد آن امکان تخمین طول ترک اولیه (initial flaw size) را به روش برون یابی (extrapolate) فراهم می آورد. و شکل (۲) به عنوان نمونه توزیع ترکها را نشان می دهد و مقایسه آن با شکل (۳) که نشانگر توانایی روشهای مختلف بازرسی (NDT) می باشد گویای نتایج زیر می باشد.

۱- ایمنی بر مبنای طول ترک (flaw size) که توسط روش NDT قابل تشخیص باشد در نظر گرفته شده و لذا طول ترک بحرانی باید بزرگتر از حد مذکور باشد که قبل از رشد سریع ترک بتوان آن را رویت و کنترل نمود. اختلاف قابل ملاحظه بین ترک قابل تشخیص و ترک بحرانی محدوده مناسب و ایمنی (safety margin) برای رشد ترک به علت خستگی را فراهم



شکل ۳ مقایسه درجه حساسیت و دقت روشهای بازرسی NDT



نمودار ۱ فرایند عملیات حرارتی فولاد فریت مارتنزیتی

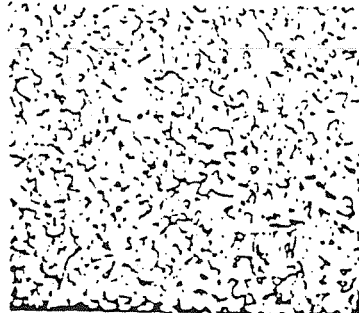
پیشگرم نمودن ۱۲۰۰°C-۱۱۰۰°C و اثر تغییرات پارامترهای نورد همچون مقدار کرنش مراحل اولیه (roughing) و نهائی (Finishing) و دمای کار گرم بر روی تکامل ساختار شامل اندازه و شکل دانه‌های اوستنیت که نهایتاً پس از تجزیه بخشی از آن به فریت، مابقی بر اثر کوئچینگ تبدیل به مارتنزیت می‌شود بررسی گردیده است.

شکل (۵) نشانگر ساختار حاصله از طریق فرآیند نورد

ب: روش نورد در روش نورد فولاد با انواع ترکیب شیمیایی مشخص شده در جدول (۱) که از طریق ذوب در خلاء تولید شده بود مورد آزمایش قرار گرفت. نیم درصد کرم (0.5%Cr) به منظور بهبود سختی پذیری اوستنیت و همچنین 0.03%Nb و 0.02%Ti به منظور کنترل ساختار در هنگام کار کرم اضافه گردیده و برنامه تنظیمی نورد مطابق نمودار شماره (۲) اجراء گردید. دمای



N<sub>1</sub> Series X 1000

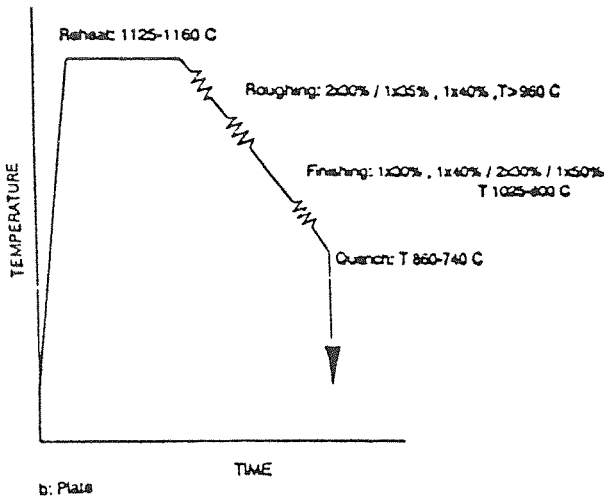


Q Series Y 750

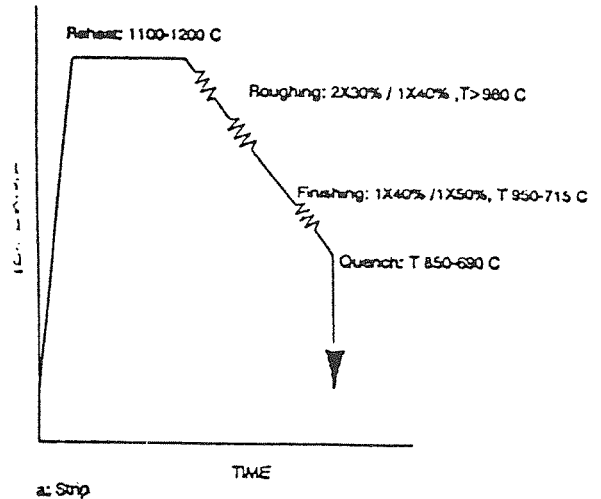


N<sub>2</sub> Series X 750

شکل ۴ نشانگر انواع ساختار اولیه N<sub>1</sub> و Q و N<sub>2</sub> مشخص گردیده مطابق نمودار (۱) می‌باشد.



b: Plate



a: Strip

## نمودار ۲ برنامه نورد و شرایط فرایند در هنگام ورق کاری فولاد فریت مارتنزیتی

### بحث و بررسی یافته‌ها

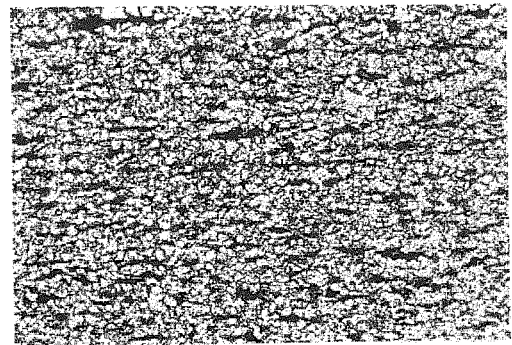
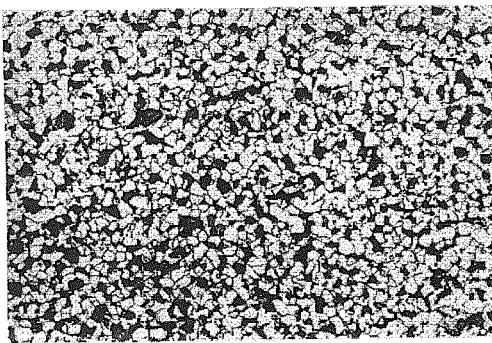
#### الف) روش عملیات حرارتی

خواص کششی نمونه‌های فولاد فریت-مارتنزیتی با ساختارهای مختلف در جدول (۲) فهرست گردیده و منحنی‌های تغییرات تنش- کرنش در شکل (۶) نمایش داده شده است و همه منحنی‌ها نشانگر رفتار نوعی فولاد فریت-مارتنزیتی می‌باشند، تغییر فرم پلاستیک پیوسته و ضریب کار سختی اولیه بالا و پائین بودن نسبت تنش تسلیم به تنش کششی Y.S/U.T.S از مشخصات عمومی انواع ساختار بدست آمده از طریق عملیات حرارتی می‌باشد که در شکل (۷) مشاهده می‌گردد.

افزایش مقاومت تسلیم و مقاومت نهائی کششی با افزایش حجم فاز سخت مارتنزیت (Vm) از ۲۰% به ۴۰% بر اثر افزایش دمای گرم نمودن از ۷۳۵°C به ۷۶۵°C مشهود می‌باشد.

می‌باشد و در صورتی که اوستنیت قبل از سریع سرد شدن تبلور مجدد (recrystallitation) یابد، مارتنزیت به شکل هم‌محور (Polygonal) و در صورت عدم تبلور مجدد به علت پائین بودن دما و وجود میکروآلیاژ نیویم (Nb) شکل فاز سخت به صورت الیاف (Fibrous) می‌باشد اندازه دانه‌های فریت با تغییر دما و میزان تغییر فرم در محدوده (۱۱-۴) و مقدار مارتنزیت در انواع ساختار ۴۵-۲۰% تغییر نموده است.

مهمترین پارامترهای مؤثر بر حجم مارتنزیت، دمای کوئنچینگ (۶۹۰-۸۶۰°C) و سرعت سرد شدن در هنگام کوئنچینگ در محدوده (۱۲۰-۵۰°C/sec) تغییر نموده است. تأثیر تغییرات در ساختار شامل اندازه دانه‌های فریت و مقدار و شکل مارتنزیت بر روی خواص کششی و مقاومت ضربه توسط آزمایش‌های استاندارد ارزیابی و بررسی گردیده است.



شکل ۵ تغییر شکل مارتنزیت بواسطه اضافه نمودن Nb و پایین بودن دمای مرحله نهایی نورد

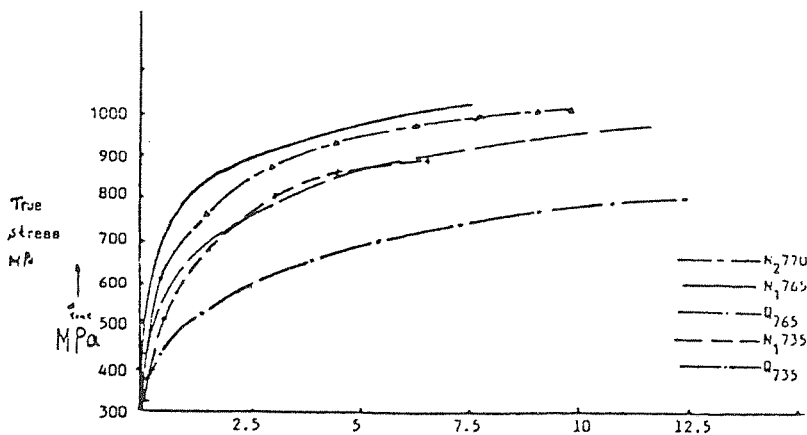
جدول ۲ خواص کششی فولاد عملیات حرارتی گردیده

Series Property	Q735			Q765			H1735		H1765		H2770		
	True stress												
$\sigma_{0.1\%}$	339			408			323		391			377	
$\sigma_{0.2}$	373			453			397		479*			473	
$\sigma_U$	812			985			890		1029			1017	
U.T.S.*	717			877			836		955			926	
U.T.S. average	702			830			761		893			925	
$\epsilon_U \%$	12.6°			11.6°			6.29		7.46			9.85	
$\epsilon_U$ average	11.2			11.26			6.76		8.03			9.7	
$\epsilon_T \%$	15.5°			12.9°			11.5		9.8			12.2	
Hardness V.H.	180			231			234		260			281	
Stage No. n	1 0.15	2 .24	3 .14	1 0.185	2 .2	3 .12	2 0.26	3 0.15	2 .28	3 0.13	1 0.27	2 .16	3 0.11
Strain Interval	(.1- -.2)	(.2- -1.5)	(1.5- -11.5)	(.1- .5)	(.5- 6.5)	(6.5- 11.5)	(.1- 3)	(3- 6.5)	((.1- 3)	(3- 7.5)	((.1- 1.5)	(1.5- e)	(8- 10)
$\frac{\sigma_{U.T.S.}}{\sigma_{0.1}}$		2.07			2.04		2.34		2.28			2.45	

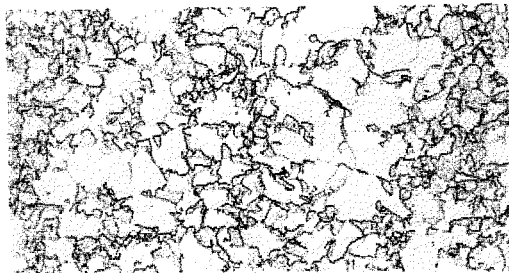
\* Best specimen property.

خمش - تنش - چرخش دوران) و هالر (Wohler) ارزیابی و منحنی تنش - چرخه دوران (S-N) برای ساختارهای مختلف رسم گردیده که در شکل (۸) دیده می شود. اثر افزایش حجم فاز مارتنزیت بر بهبود حد دوام خستگی (endurance Limit) در سیکل های بالا و همچنین عمر خستگی در تنش بالا در شکل (۹) مشاهده می شود و این بهبود مقاومت در مقابل خستگی ناشی از افزایش مقاومت تسلیم (0.1%) و مقاومت نهائی کششی (UST) به علت افزایش حجم مارتنزیت می باشد که منشاء گرفتن ترک (Crack-initiation)

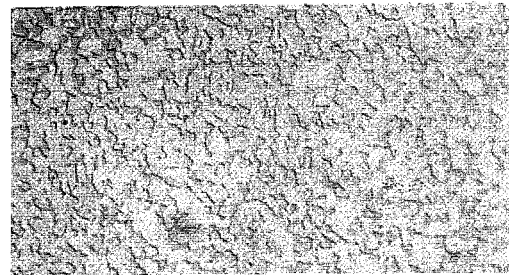
و بالطبع ازدیاد طول نسبی با افزایش فاز سخت (Vm) کاهش می یابد، ولیکن قابلیت تغییر فرم تا گسیختگی (E1) به شکل و توزیع مارتنزیت که متأثر از ساختار اولیه فولاد می باشد هم بستگی دارد. مقاومت (UTS) بالا این نوع فولاد مشابه آنچه که قبلاً گزارش گردیده (۲) با توجه به ترکیبات شیمیائی نسبتاً ساده آن چشمگیر است ولیکن ازدیاد طول نسبی کمتر از حد مورد نیاز و معمول در فولادهای مقاوم کم آلیاژ (HSLAS) می باشد. خستگی (Fatigue) فولاد مورد مطالعه توسط آزمایش



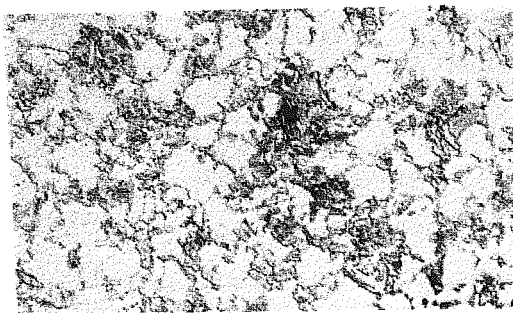
شکل ۶ منحنی تنش - کرنش فولاد عملیات حرارتی گردیده



Dual - phase steel, N<sub>1</sub> series, intercritically annealed at 765°C, Nital etched. x1250



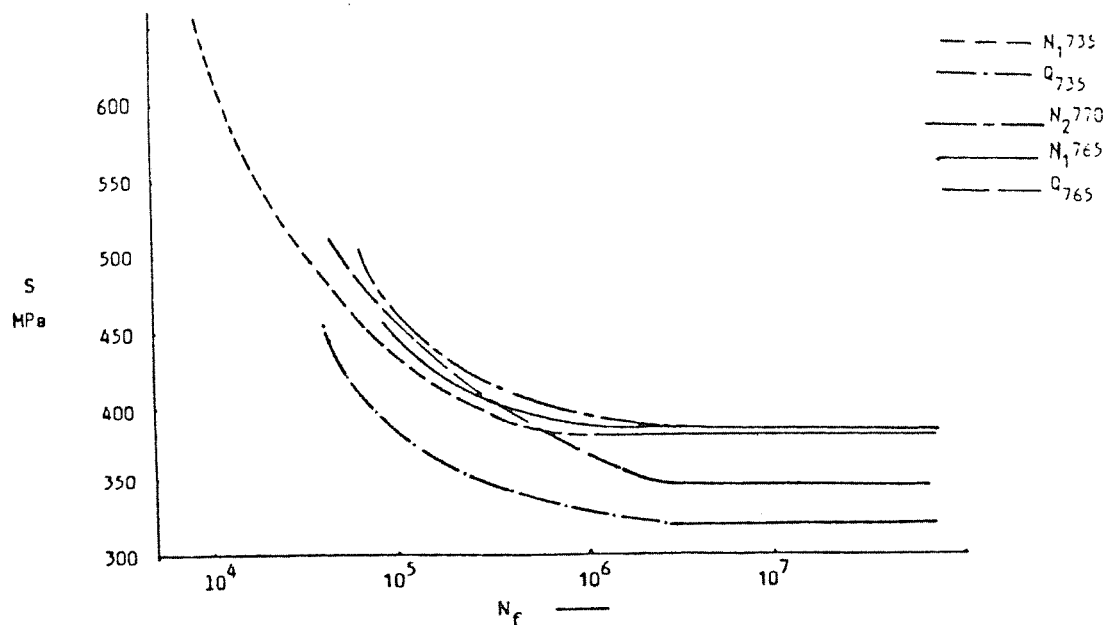
Centre of fatigue test specimen Q765, Nital etched. x 1250



x600

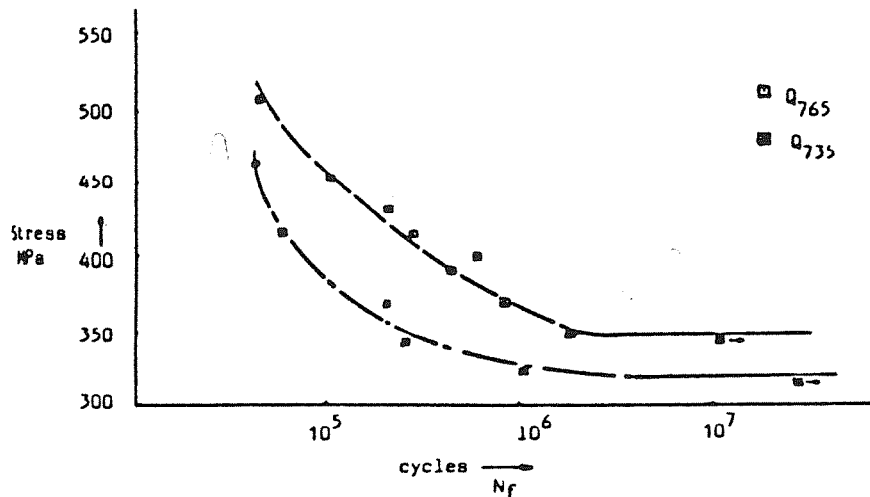
Dual - phase steel, N<sub>2</sub> series, intercritically annealed at 770, Nital etched.

شکل ۷ ساختار میکروسکوپی فولاد فریت - مارتنزیتی از روشهای مختلف عملیات حرارتی



شکل ۸ منحنی تنش - چرخه برای ساختارهای مطالعه گردیده





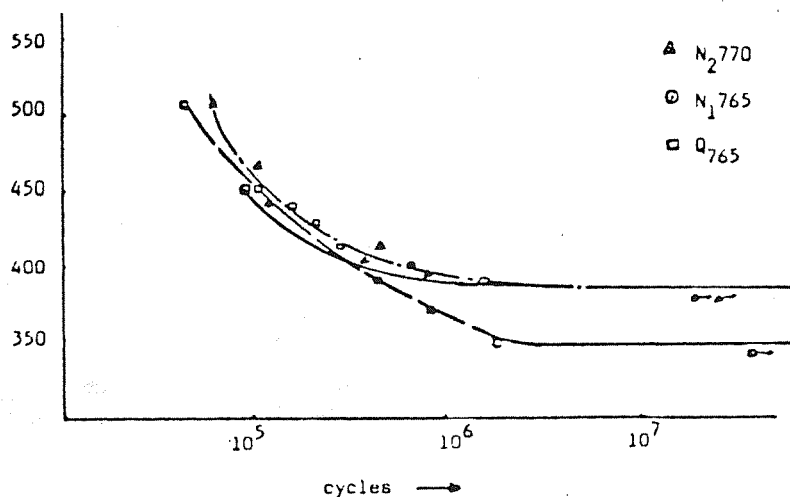
شکل ۹ تأثیر مقدار مارتنزیت بر منحنی تنش - چرخه از فولاد سری Q

بررسی مقاطع شکست نمونه‌های خستگی نشانگر مراحل خستگی شامل:

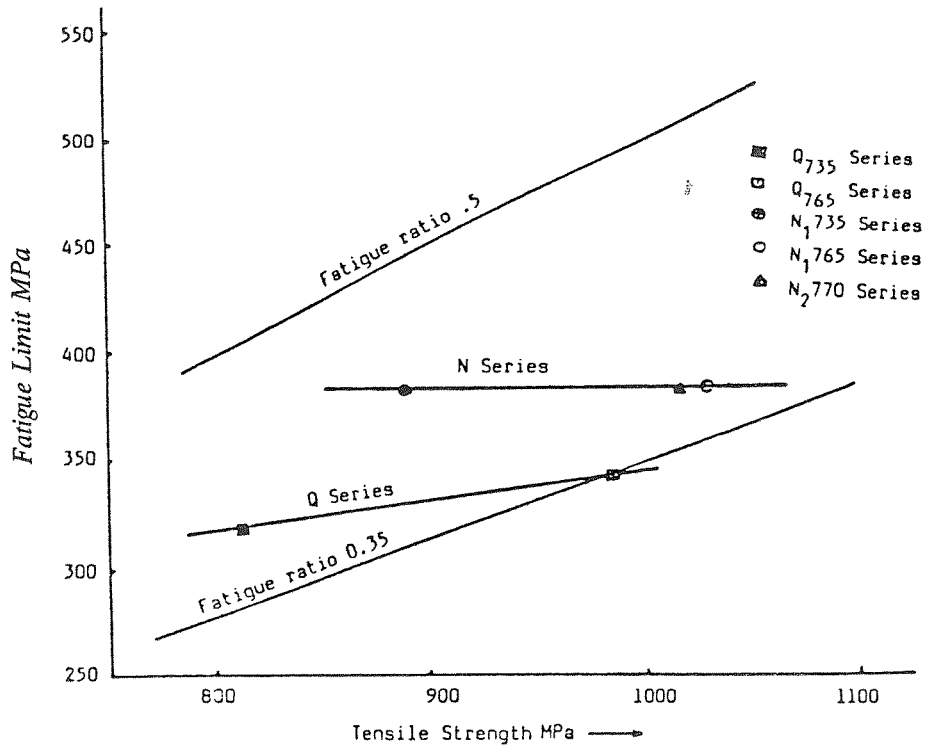
۱- منشاء گرفتن ترک ۲- رشد ترک (Crack Propagation) و مرحله نهایی شکست می‌باشد. شکل (۱۲) نشانگر منشاء گرفتن ترک از ناخالصی موجود در سطح نمونه و سپس پیشروی گام‌به‌گام آن (Striations) و همچنین ترک ثانویه (Secondary Crack) در فصل مشترک فریت و مارتنزیت می‌باشد. شکل (۱۳) نشانگر وجود مناطق شکست رخ‌برگی (Cleavage facets) در دانه‌های درشت فریت موافق با آنچه قبلاً گزارش گردیده (۳) و همچنین حفره‌های ایجاد شده بر اثر تغییر فرم پلاستیک (ductile dimples) که نمایانگر مکانیزم

بواسطه تغییر فرم پلاستیک و هم شکست نهایی در آخرین چرخه را تعیین می‌نمایند.

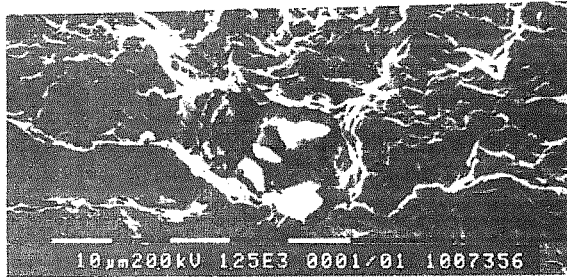
شکل (۱۰) نشانگر برتری مقاومت خستگی نمونه NV۷۰ در مقایسه با نمونه‌های دیگر با حجم مارتنزیت یکسان ( $V_m = 40\%$ ) می‌باشد که همخوان با خواص کششی بهینه نمونه مذکور می‌باشد. تغییرات حد دوام خستگی بر حسب مقاومت کششی برای فولاد با نتایج حاصله از این پژوهش در شکل (۱۱) مقایسه گردیده است و مشاهده می‌گردد که حد دوام خستگی در این نوع فولاد متناسب با افزایش مقاومت کششی زیاد نمی‌گردد و این بواسطه کنترل حد خستگی توسط تنش تسلیم (علیرغم ضریب کار سختی بالا) در این نوع فولاد می‌باشد.



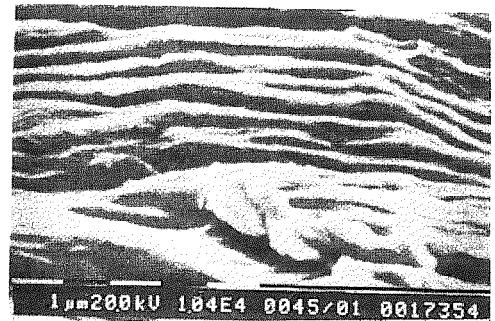
شکل ۱۰ تأثیر ساختار میکروسکوپی بر منحنی تنش - چرخه سریهای مختلف با ۴۰٪ مارتنزیت



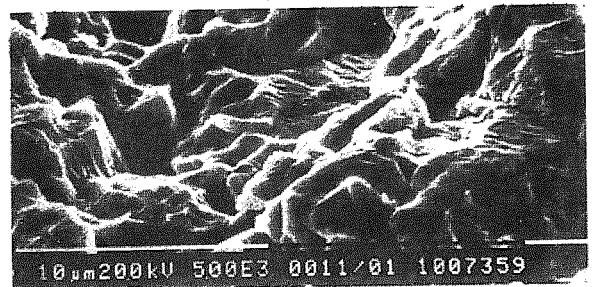
شکل ۱۱ تأثیر افزایش مقاومت کششی بر حد خستگی



scanning electron micrograph of crack origin  
N<sub>1</sub>735 fatigue fracture specimen.  $\Delta S=469$   
MPa. x 1500

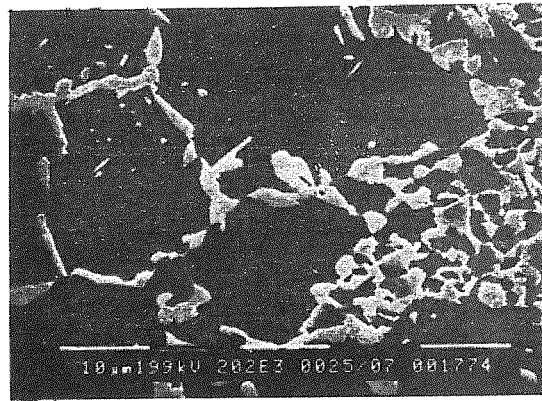
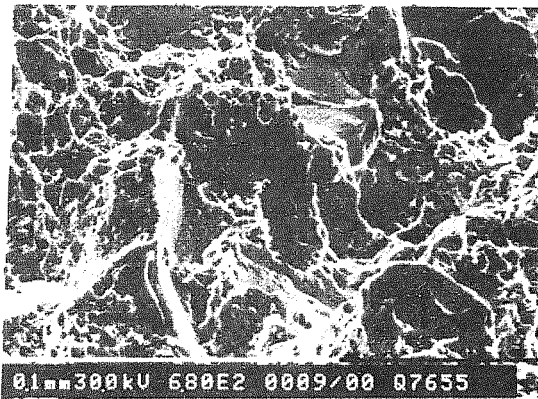


scanning electron micrograph showing  
striations and secondary cracks, Q<sub>735</sub>  
sample,  $\Delta S=335$  MPa



scanning electron micrograph showing  
striations and secondary cracks, N<sub>765</sub> series,  
 $\Delta S=389$  MPa x 5400

شکل ۱۲ ساختار مقاطع شکست نمونه‌ها نشانگر مراحل خستگی می‌باشد و با میکروسکوپ الکترونی مطالعه گردیده است



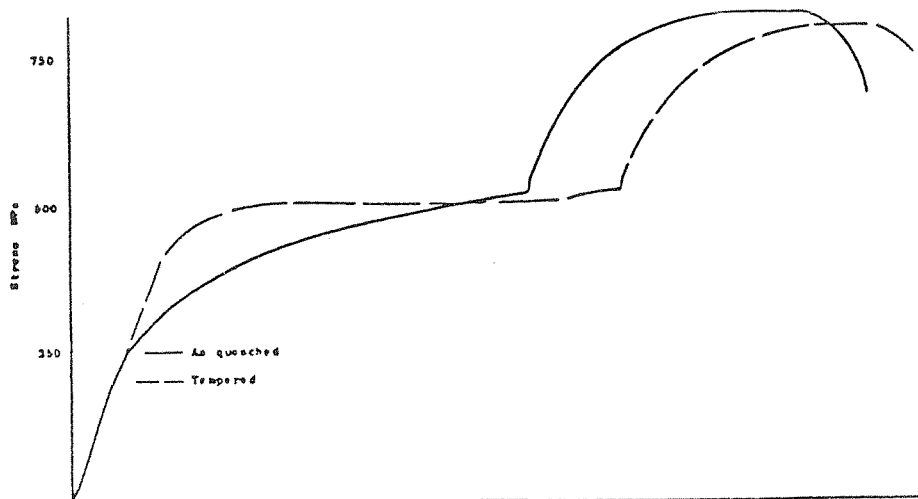
شکل ۱۳ دانه‌های درشت فریت که در مقطع شکست به صورت رخ‌برگی (Cleavage) دیده می‌شود.

شکست می‌باشد.

پایین بودن تنش تسلیم به تنش نهائی کششی  $Y.S./UTS = 0.5$  و همچنین ضریب کار سختی اولیه بالا فولاد کوپنچ گردیده نشانگر فرم‌پذیری سرد خوب و کاربرد مناسب آن از این نظر می‌باشد. در حالی‌که در صورت بازگشت این فولاد تنش تسلیم افزایش یافته و لذا کارآیی برای مواردی که مبنای طراحی تنش تسلیم می‌باشد بهبود می‌یابد و با توجه به نتایج حاصله در مورد وابستگی حد دوام خستگی به تنش تسلیم، می‌توان پیش‌بینی نمود که حد خستگی نیز بهبود می‌یابد. شکل (۱۵) نشانگر خواص کششی بدست آمده در این پژوهش و مقایسه آن با خواص گزارش شده و برتری خواص بدست آمده برای فولاد فریت - مارتنزیتی تولیدی از طریق نورد می‌باشد. (۶-۴) مقاومت کششی (۸۰۰ - ۱۰۰۰ Mpa) به همراه از دیاد نسبی

(ب) روش نورد

خواص کششی و مقاومت در مقابل ضربه و دمای تغییر رفتار از نرم به ترد (DBTT) فولاد فریت - مارتنزیتی تولیدی از طریق نورد بررسی و در این بخش با خواص فولاد حاصله از طریق عملیات حرارتی و آنچه تاکنون در مورد این نوع فولاد گزارش گردیده مقایسه و ارزیابی می‌گردد. منحنی تنش - کرنش که در شکل (۱۴) مشاهده می‌شود نشانگر خواص کششی این نوع فولاد بوده و اثر بازگشت (Tempering) به مدت یکساعت در دمای ۱۸۰ بر روی تنش تسلیم و ضریب کار سختی اولیه فولاد مذکور دیده می‌شود.

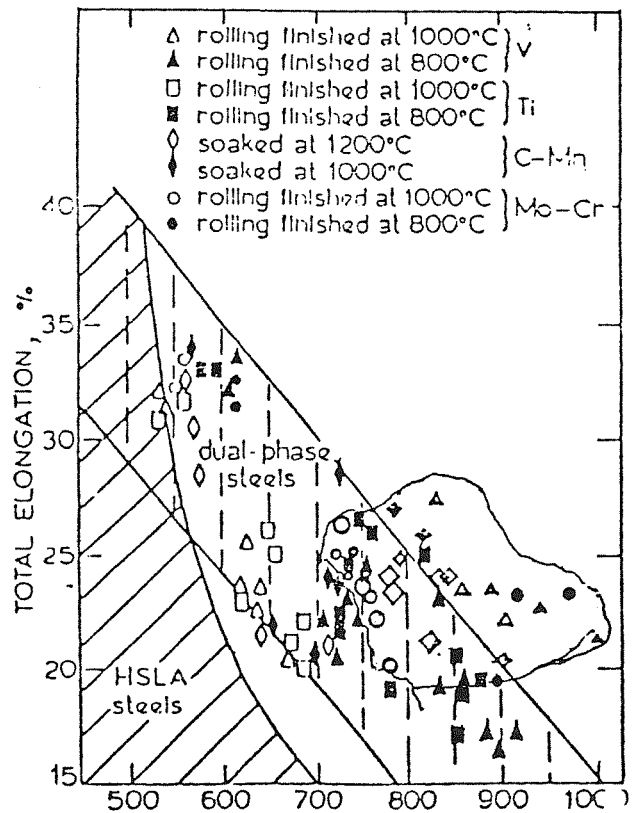


شکل ۱۴ تأثیر بازگشت فولاد در دمای ۱۸۰ درجه سانتیگراد برای یک ساعت بر خواص کششی فولاد فریت - مارتنزیتی

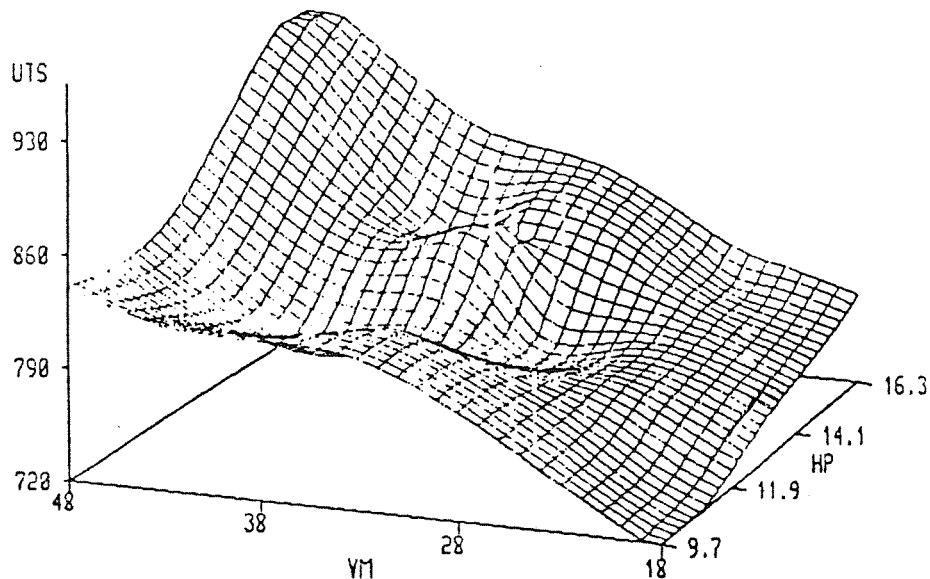
(۲۶-۲۰٪) نشانگر خواص مطلوب و قابلیت جایگزینی آن در زمینه کاربردهای فولاد مقاوم کم آلیاژ می‌باشد. نکته قابل توجه حفظ قابلیت فرم‌پذیری با افزایش مقاومت کشش بر اثر افزایش حجم مارتنزیت (Vm) می‌باشد که ناشی از بهبود ازدیاد طول نسبی مارتنزیت به علت کاهش کربن و سختی آن می‌باشد. تأثیر مقدار مارتنزیت (Vm) و اندازه دانه‌های فریت مشاهده می‌شود و افزایش Vm و ریزساختار شدن باعث افزایش تنش کششی گردیده ولیکن هیچیک بر ازدیاد طول نسبی تأثیر محسوس ندارد.

انرژی جذب شده در هنگام شکست بر اثر ضربه در آزمایش شاری برای دماهای مختلف در شکل (۱۷) مشاهده می‌شود و نتایج مذکور حاکی از بهبود مقاومت ضربه و کاهش دمای انتقال از حالت نرم به ترد (DBTT) به علت ریزساختار شدن می‌باشد. مقاومت ضربه ۳۰ J ژول برای دماهای آزمایش کمتر از ۴۰°C- برای این نوع فولاد با اندازه دانه‌های ۴-۵ μm میکرون قابل دسترس بوده و همانگونه که مشاهده می‌شود افت انرژی بر حسب دما تدریجی می‌باشد.

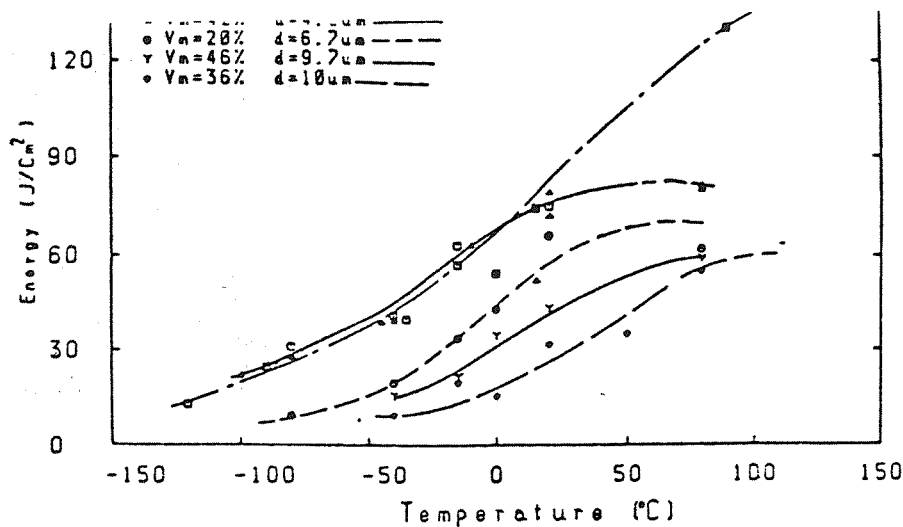
بررسی مقاطع شکست نمونه‌های ضربه نشانگر مکانیزم شکست می‌باشد و ترک معمولاً بواسطه تغییر فرم پلاستیک در نوک شکاف (notch) نمونه به علت تمرکز تنش منشاء گرفته ولیکن پیشروی ترک بستگی به دمای آزمایش و ساختار می‌تواند سریع و از نوع ترد باشد و یا همراه با تغییر فرم پلاستیک و نرم، تعادل به شکست ترد و رخ‌برگی با کاهش دما و درشت شدن



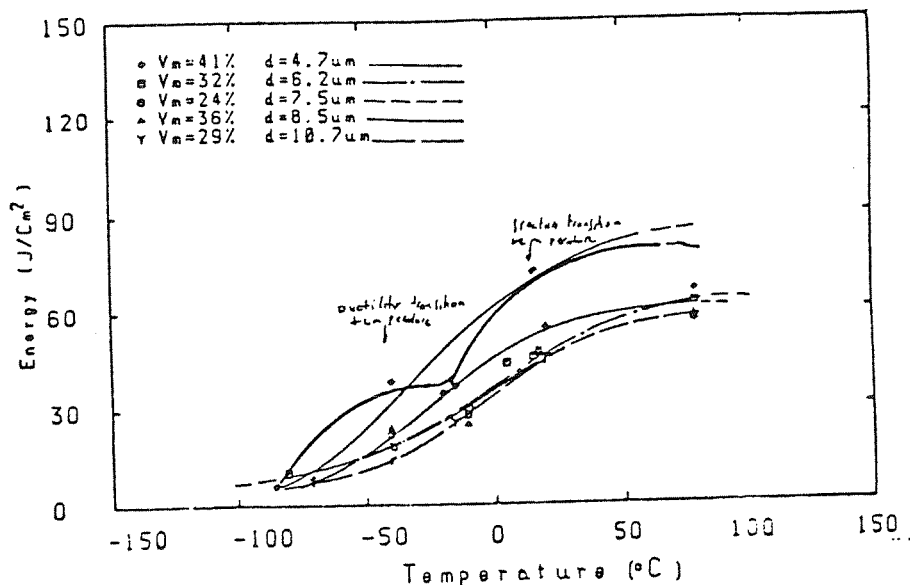
شکل ۱۵ مقایسه خواص مکانیکی فولاد حاصله در این پژوهش با خواص گزارش شده



شکل ۱۶ تأثیر مقدار مارتنزیت و اندازه دانه‌ها بر مقاومت کششی فولاد سری Nb - Cr



خواص ضربه‌ای فولاد سری Nb



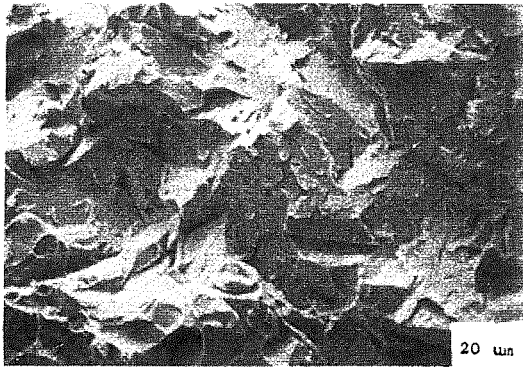
خواص ضربه‌ای فولاد سری Ti

شکل ۱۷ مقاومت ضربه فولاد فریت-مارتنزیتی تولیدی از روش نورد

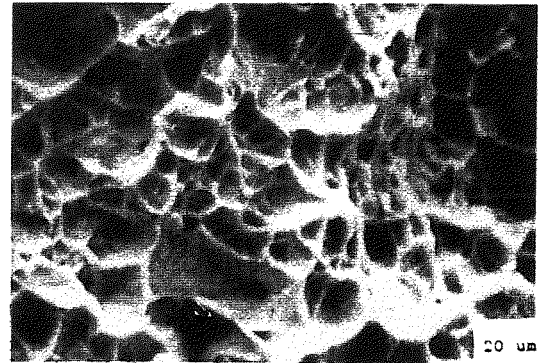
### جمع‌بندی

- ۱- مقاومت نهائی کششی فولاد فریت مارتنزیتی حاصله از عملیات حرارتی برتر از فولاد مقاوم کم‌آلیاژ (HSLAS) بوده ولیکن ازدیاد طول نسبی کمتر از حد مورد قبول می‌باشد.
- ۲- حد دوام خستگی فولاد فریت-مارتنزیتی متناسب با افزایش مقاومت کششی فزونی نمی‌یابد و این بواسطه کنترل حدخستگی توسط تنش تسلیم در این نوع فولاد می‌باشد.

اندازه دانه‌ها بخصوص در وسط نمونه‌های ضربه که حالت سه‌بعدی بودن تنش صادق است افزایش می‌یابد. شکل (۱۸) نشانگر تغییر مکانیزم شکست از رخ‌برگی (Cleavage) به شکست نرم بر اثر افزایش دما آزمایش و ریزساختار شدن نمونه ضربه می‌باشد.



a. Cleavage facets shows crack propagation mode in coarse structure, centre, tested at  $T = -40^{\circ}\text{C}$ .



b. Ductile dimples and interface rupture in fine structure, centre, tested at  $T = +90^{\circ}\text{C}$ .

### شکل ۱۸ دگرگونی حالت شکست از تود به نرم با افزایش دما

۴- افزایش مقدار مارتنزیت و ریزساختار شدن در این نوع فولاد باعث افزایش تنش کششی گردیده ولیکن هیچیک بر ازدیاد طول نسبی تأثیر محسوس ندارد.

۳- خواص مطلوب فولاد فریت-مارتنزیتی حاصله از نورد فولاد به عنوان جایگزین فولاد HSLAS بوده و ریزساختار نمودن فولاد باعث افزایش مقاومت کشش و ضربه می‌گردد.

### مراجع:

- 1- H.T. Corten, *Advance in Fracture Research Proc. Conf. France, 26 March 1981, V6, P 2649*
- 2- R.A Kot and J.W. Morris, *Structure and Properties of Dual-Phase Steels, TMSAIME, Newyork, 1979*
- 3- T.Ishihara, *Journal of Reinforced plastics and Composites, V.2. April 1983.*
- 4- N. Balliger and T.Gladman, *Metal Sci. March 1981,*

P 95-108

- 5- A.Fallahi, C.M. Sellars, *Microstructure Control to Achieve Properties in Modern Steels, Melbourne, Australia, Feb. 1990*
- 6- A.Fallahi, C.M. Sellars, *Processing of dual-phase Steels by Controlled rolling, The Institute of Metals, Cambridge, UK, March 1990.*