

## Investigating Factors Affecting Fatigue Strength of Spring Steels

Ali Maleki<sup>1</sup>, Seyed Sadegh Ghasemi<sup>2\*</sup>, Ali Reza Mashreghi<sup>3</sup>

<sup>1</sup> PhD Candidate of Material & Metallurgy Engineering, University of Yazd, Yazd, Iran.

<sup>2</sup> Associate Professor, Faculty of Materials Engineering and Metallurgy, University of Yazd, Yazd, Iran.

<sup>3</sup> Professor, Faculty of Materials Engineering and Metallurgy, University of Yazd, Yazd, Iran.

\*Corresponding Author's Email: [sghasemi@yazd.ac.ir](mailto:sghasemi@yazd.ac.ir) (Seyed Sadegh Ghasemi)

### Paper History:

Received: 2024-09-01

Revised: 2025-01-01

Accepted: 2025-04-06

### Keywords:

Spring Steel,  
Fatigue,  
Physical Properties,  
Mechanical Properties,  
Heat Treatment

**Abstract** This article examines the impact of various factors on the fatigue strength of spring steel and explores methods to enhance it. In this regard, both basic and modern methods are investigated and compared, including reducing the size of inclusions, decreasing the grain size, minimizing the depth of decarburization, improving the surface quality, and achieving a desirable microstructure through heat treatment. Regarding the fatigue strength of spring steel, the microstructures of tempered martensite or fine bainite are used in the industry. Experimental results indicate that the multi-phasing of spring steel, from the microstructures of tempered martensite, fine bainite, and retained austenite, through Q&P and Q&B heat treatment methods or a combination of these two, yields the optimal micro-alloy microstructure for spring steel. The evaluation methods include analyzing different microstructures resulting from heat treatment and reducing the size of non-metallic inclusions in steel. The experimental results further demonstrate that when the steel is clean (free of inclusions), the microstructure plays a dominant role in enhancing the fatigue life.



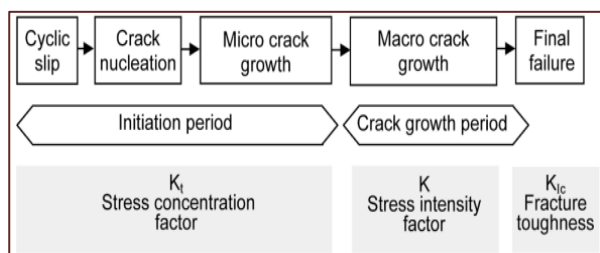
<https://doi.org/10.30501/jamt.2025.474640.1306>

URL: [https://www.jamt.ir/article\\_218310.html](https://www.jamt.ir/article_218310.html)

## 1. INTRODUCTION

Despite the continuous evolution of material families of new engineering materials, advanced high-strength steel remains one of the most reliable, widely used, and important engineering materials with diverse applications and low manufacturing cost for industrial ([Khajesarvi et al., 2024](#) ; [Panahi et al., 2011](#)).

For many engineering structures, fatigue resistance is a consideration during design. High-cycle fatigue of metal components refers to their sudden elastic fracture when subjected to alternating mechanical stress. Fatigue results in a brittle fracture without severe deformation in the specimen ([Dieter et al., 1976](#) ; [Stephens et al., 2000](#); [Schijve et al., 2003](#)).



**Figure 1.** Different stages of fatigue life and related factors ([Schijve et al., 2003](#)).

The main design tool for predicting the fatigue strength is the S-N curve. However, generating S-N curves is inherently time-consuming, often requiring a large number of samples that are expensive. One of the most common applications of this test is predicting fatigue life in spring steels ([Motte et al., 2024](#)). Spring steels are a group of alloy steels that contain elements, such as silicon, manganese, chromium, vanadium, and molybdenum. They exhibit high yield strength, good

Ductility, and a unique ability to undergo plasticity and heat treatment ([Burgul et al., 2014](#)).

## 2. BACKGROUND

One of the important discussions in spring steels is the increase in fatigue strength due to dynamic loads over long periods. The following factors are significant:

- Effects of hardness, tensile strength, and ultimate tensile strength (UTS)
- Effects of microstructure on strength
- Effects of non-metallic inclusions in steel

### 2-1- The effect of hardness and strength on fatigue

Test methods to determine the tensile strength of a material are destructive in nature. Therefore, non-destructive methods for estimating tensile properties, especially yield strength and tensile strength, have been the focus of process engineers. An equation that relates tensile strength (TS) and hardness (H) to strain-hardness coefficient (n) is given as formula 1 ([Njoku et al., 2019](#)):

$$TS = \left(\frac{H}{2.9}\right) \left(\frac{n}{0.217}\right)^2 \quad (1)$$

To predict the fatigue life of metals, the most suitable method for research studies is the Murakami's relationship. The relationship applies when HV<400 and when the steels are free of defects ([Murakami et al., 2019](#)):

$$\sigma_w \cong 0.5\sigma_{UTS} \text{ Or } 1.6HV \quad (2)$$

Therefore, the higher strength and hardness of steel, the higher the fatigue limit.

### 2-2- The influence of non-metallic inclusions on fatigue

Predicting the fatigue limit of steels in the presence of inclusions has been a long-term need for engineers



across various industries. When steel failure is caused by defects or the presence of non-metallic impurities, the following relationship is used to determine the fatigue limit.

$$\sigma_w = A \times (H_v + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \quad (3)$$

In this formula,  $\sqrt{\text{area}}$  represents the imaged area of the defect, perpendicular to the applied stress. The constant A depends on the position of the inclusion and falls into the following three states (Stephens et al., 2000; Murakami et al., 2019):

- Surface inclusions:  $A = 1.43$
- Subsurface inclusions:  $A = 1.41$
- Internal inclusions:  $A = 1.56$

### 2-3- Microstructure effect on fatigue

Fatigue limit (FL) is influenced not only by test conditions and sample states\_ such as the type of applied force, average stress, test temperature, sample size and shape, and sample surface condition\_ but also by metallurgical variables, including hardness, Strength, grain size, and microstructure. Under the same test conditions, the FL of a material depends more on the strength and hardness of the microstructure. The relationship between mechanical properties and fatigue limit (FL) of medium-carbon steels with different microstructures and tensile properties is as follows:

$$FL = 1.54 H_v + 189 \quad (4)$$

$$FL = 0.55 UTS + 134 \quad (5)$$

In this regard, it can be concluded that microstructures with higher strength (such as Martensite and Bainite) exhibit a higher fatigue limit compared to softer microstructures (such as Ferrite, Pearlite, and Austenite) (Park et al., 2017).

### 3. RELATED WORKS

The effect of different temperatures on the microstructure and mechanical properties during the austempering process was investigated in 60Si2CrVNB

spring steel by Yunchao Li et al. (Li et al., 2024). The results indicate that after austempering heat treatment, the microstructure of 60Si2CrVNB spring steel consists of a multi-phase microstructure, including Martensite, Bainite, and Retained Austenite. As the austempering temperature increases, the volume fraction of martensite gradually decreases, while the amount of bainite phase increases significantly. The ratio of Retained Austenite (RA) initially increases and then decreases slightly. Figure 2 presents a summary of this research.

The difference between QT and SAT heat treatment cycles on the fatigue strength of 54SiCr6 spring steel has been investigated by Procházka et al. (Procházka et al., 2023). High-strength steels, such as 54SiCr6 spring steel, traditionally undergo Quench and Temper (QT) process; however, they can be processed using the Strain-Assisted Temper (SAT) heat treatment cycle to achieve a steel with higher strength. The absorption of strain energy ratio depends on the elastic limit, making this steel a promising material for spring applications, particularly in the automotive industry. Table 1 presents the results of his experiments: The difference in the microstructure obtained in two heat treatment cycles, QT and AT, and their effect on the fatigue strength of spring steel AISI 54SiCr6 is discussed in Min Soo et al.'s report (Suh et al., 2022). In this study, the microstructure of martensite and tempered martensite in the QT heat treatment cycle was compared to the microstructure of martensite and bainite in the AT cycle. In the QT cycle, the main concern is hydrogen embrittlement in the strengthening mechanism. Therefore, if the tempered microstructure of spring steel can be replaced by a duplex bainite microstructure, it would be highly beneficial in developing products with high strength and long service life. In the QT cycle, the main problem is the discussion of hydrogen embrittlement in the strengthening mechanism; Therefore, if the tempered microstructure of spring steel can be replaced by the duplex bainite microstructure, it will be very useful in developing products with high strength and long life (see Table 2).

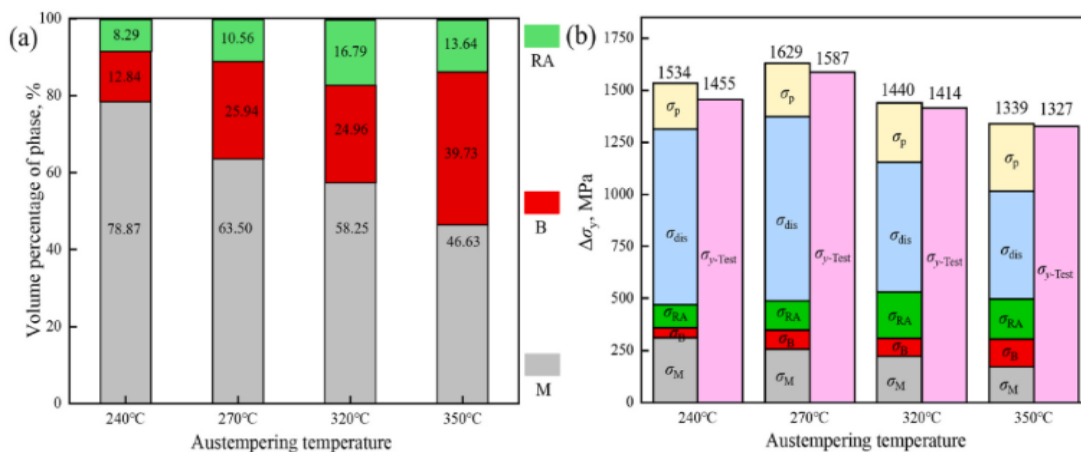


Figure 2. (a) volume fraction of each phase and (b) schematic diagram of the phase strength (Li et al., 2024).

Table 1. Tensile test results obtained in 2 different modes of heat treatment (Procházka et al., 2023).

RA (%)	EL (%)	UL (%)	YS (MPa)	YS (MPa)	E (MPa)	Temp (°C)	Heat Treatment
28 ± 1.6	7.8 ± 0.4	2.5 ± 0.1	2130.2 ± 3.4	1875.2 ± 3.5	202.4 ± 3.1	23	QT
14 ± 3.7	2.8 ± 0.4	0.7 ± 0.1	2433.7 ± 1.3	2397.7 ± 8.4	201.5 ± 3.5	23	SAT

**Table 2.** Comparison of tensile test results for spring steel in heat treatment conditions (AT and QT) (Suh et al., 2022).

Yield Strength , 0.2% (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Specimen
527	992	AR
1682	1824	AT
1612	1732	QT

Abareshi and his colleagues investigated the effect of retained austenite properties on the fatigue behavior and tensile properties of TWIP steel. The main objective of their study was the influence of the volume of retained austenite formed at different AT temperatures. As the austempering temperature decreases, the retained austenite volume fraction increases while the carbon content of this phase decreases. As a result, increasing the volume of retained austenite improves the tensile strength of steel, ductility, and fatigue behavior of TRIP steels (Abareshi et al., 2011).

Calderón et al. (de Diego-Calderón et al., 2015) investigated the effect of microstructure on the fatigue behavior of high-strength advanced steels produced through quenching and partitioning, as well as the role of retained austenite. According to his research, increasing the content of retained austenite improves the fatigue limit of Q&P steels. This improvement is attributed to the delay of crack propagation caused by the austenite-martensite phase transformation. In addition, finer RA grains are more stable compared to the larger grains, hence an increase in the fatigue life of Q&P steels. The ability to enhance fatigue life is then linked to strengthening of grain/interphase boundaries.

#### 4. CONCLUSION

The purpose of this article is to present the required theoretical knowledge and documented research history to conduct new research on increasing the fatigue life of spring steels.

Regarding the previous studies aimed at improving the fatigue life of spring steels, one key factor is the retained austenite volume fraction obtained in the steel, which results from heat treatment cycles such as Q&P, Q&P, and AT. Although retained austenite is the softest phase in the microstructure of micro-alloy steel, it plays a crucial role in the fatigue resistance. Retained austenite increases the toughness and ductility of the steel while causing a loss of strength. If the carbon content in the remaining austenite increases and this phase becomes stable, the hardness and strength decrease, while if this phase transforms into martensite and the steel carbon increases, the strength also increases. In short, to enhance the fatigue strength of steel, the following two parameters are effective:

- Type of heat treatment cycle to achieve optimal microstructure
- Amount and size of inclusions (steel cleaning)

The higher the hardness/strength of the steel microstructure\_ such as martensite or bainite phases\_ the higher its fatigue strength compared to softer phases like ferrite, pearlite, and austenite. Conversely, if the inclusions are deep within the steel or partially embedded,

they have less effect than surface and subsurface inclusions.

#### 5. ACKNOWLEDGEMENT

This research was financially supported by Esfahan's Mobarakeh Steel Company (Contract Nr. 48565806).

#### REFERENCES

1. Abareshi, M., & Emadoddin, E. (2011). Effect of retained austenite characteristics on fatigue behavior and tensile properties of transformation induced plasticity steel. *Materials & Design*, 32(10), 5099-5105. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.018>
2. Burgul, S. (2014). Literature Review on Design, Analysis and fatigue life of a mechanical spring. *International Journal of Research In Aeronautical and Mechanical Engineering*, 2, 76-83. <http://dx.doi.org/10.5958/2455-7110.2016.00002.1>
3. de Diego-Calderón, I., Rodriguez-Calvillo, P., Lara, A., Molina-Aldareguia, J. M., Petrov, R. H., De Knijf, D., & Sabirov, I. (2015). Effect of microstructure on fatigue behavior of advanced high strength steels produced by quenching and partitioning and the role of retained austenite. *Materials Science and Engineering: A*, 641, 215-224. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.034>
4. Dieter, G. E., & Bacon, D. (1976). *Mechanical metallurgy* (Vol. 3, pp. 43-53). New York: McGraw-Hill [https://stu.westga.edu/~bthibaul/MEDT%207477-Cooper/Calibre%20Library/Dieter\\_%20George%20Ellwood/Mechanical%20metallurgy%20\(13\)/Mechanical%20metallurgy%20-%20Dieter\\_%20George%20Ellwood.pdf](https://stu.westga.edu/~bthibaul/MEDT%207477-Cooper/Calibre%20Library/Dieter_%20George%20Ellwood/Mechanical%20metallurgy%20(13)/Mechanical%20metallurgy%20-%20Dieter_%20George%20Ellwood.pdf)
5. Khajesarvi, A., Ghasemi Banadkouki, S. S., Somani, M. C., Kömi, J., & Sajjadi, S. A. (2024). Investigation of Micromechanical Properties of Martensite and Ferrite Microphases in a 35CHGSA Medium-Si Low-Alloy Steel. *steel research international*, 95(3), 2300624. <https://doi.org/10.1002/srin.202300624>
6. Li, Y., Wang, E., Zhang, L., Zhao, X., Gao, R., & Zhu, W. (2024). Ultra-high strength and high ductility 60Si2CrVNb spring steel with multiphase microstructure controlled by austempering. *Journal of Materials Research and Technology*, 30, 5855-5868. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.05.018>
7. Motte, R., & De Waele, W. (2024). An Overview of Estimations for the High-Cycle Fatigue Strength of Conventionally Manufactured Steels Based on Other Mechanical. *Properties. Metals*, 14(1), 85. <https://doi.org/10.3390/met14010085>
8. Murakami, Y. (2019). *Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions*. Academic Press. <https://shop.elsevier.com/books/metal-fatigue-effects-of-small-defects-and-nonmetallic-inclusions/murakami/978-0-12-813876-2>
9. Njoku, R. E., Ocheri, C., Okuu, J. C., & Nnamchi, P. S. (2019). Empirical relationship between hardness and tensile strength for medium carbon steel quenched in different media. *Journal of Material Science & Engineering*, 8, 547. <https://www.hilarispublisher.com/open-access/empirical-relationship-between-hardness-and-tensile-strength-for-medium-carbon-steel-quenched-in-different-media.pdf>
10. Panahi, N., Afshar, M. R., & Adelhani, H. (2021). The Effect of 304 Stainless Steel Substrate Surface Preparation Method on Coating Process of Polypyrrole/Polyaniline

- Conductive Polymers and Corrosion Resistance Improvement. *Journal of Advanced Materials and Tech.*, 10(2), 33-44. [In Persian].  
<https://doi.org/10.30501/jamt.2021.244156.1117>
11. Park, S. H., & Lee, C. S. (2017). Relationship between mechanical properties and high-cycle fatigue strength of medium-carbon steels. *Materials Science and Engineering: A*, 690, 185-194.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.080>
  12. Procházka, R., Stehlík, A., Kotous, J., Salvetr, P., Bucki, T., Stránský, O., & Zulić, S. (2023). Fatigue properties of spring steels after advanced processing. *Materials*, 16(9), 3327. <https://doi.org/10.3390/ma16093327>
  13. Schijve, J. (2003). Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. *International Journal of fatigue*, 25(8), 679-702.  
[https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(03\)00051-3](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(03)00051-3)
  14. Stephens, R. I., Fatemi, A., Stephens, R. R., & Fuchs, H. O. (2000). *Metal fatigue in engineering*. John Wiley & Sons. ISBN: 978-0-471-51059-8.  
<https://www.wiley.com/en-us/Metal+Fatigue+in+Engineering%2C+2nd+Edition-p-9780471510598>
  15. Suh, M. S., Nahm, S. H., Suh, C. M., & Pyun, Y. S. (2022). VHCF, Tribology Characteristics and UNSM Effects of Bainite and Martensite Spring Steels. *Metals*, 12(6), 901.  
<https://doi.org/10.3390/met12060901>



مقاله‌ی کامل مروری

بررسی عوامل مؤثر بر استحکام خستگی فولادهای فتر

علی ملکی<sup>۱</sup>، سید صادق قاسمی<sup>۲\*</sup>، علیرضا مشرقی<sup>۳</sup>

<sup>۱</sup>دانشجوی دکتری، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

<sup>۲</sup>دانشیار، دانشکده‌ی معدن و متالورژی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

<sup>۳</sup>استاد، دانشکده‌ی معدن و متالورژی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

تاریخچه‌ی مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۳/۰۶/۱۱

بازنگری: ۱۴۰۳/۱۰/۱۲

پذیرش قطعی: ۱۴۰۴/۰۱/۱۷

کلیدواژه‌ها:

فولاد فتر،

خستگی،

خواص فیزیکی،

خواص مکانیکی،

عملیات حرارتی

**چکیده** این پژوهش در خصوص جایگاه و چگونگی بهبود استحکام خستگی فولاد فتر است. در این خصوص، روش‌های اساسی و نوین شامل کاهش سایز آخال‌ها، ریزدانگی، کاهش عمق دکرپوره در فرایند تولید، افزایش کیفیت سطحی و ریزساختار مطلوب مهندسی ناشی از عملیات حرارتی بررسی و مقایسه می‌شوند. درباره‌ی استحکام خستگی فولاد فتر در صنعت، به‌ویژه از ریزساختار مارتنزیت تمپر شده یا بینیت پایینی استفاده می‌شود. نتایج آزمایشی نشان می‌دهد که چندفازی شدن فولاد فتر از ریزساختارهای مارتنزیت تمپر شده، بینیت ریز و آستنیت باقی‌مانده در روش‌های عملیات حرارتی Q&P و Q&B یا ترکیبی از این دو روش بهترین ریزساختار میکروآلیاژی برای فولاد فتر را به ارمغان خواهد آورد. روش‌های ارزیابی مورد توجه عبارت هستند از ریزساختارهای گوناگون ناشی از عملیات حرارتی و کاهش سایز آخال‌های غیرفلزی در فولاد که به بیشترین حد استحکام خستگی منجر می‌شوند. نتایج پژوهشی حکایت از آن است که، در صورت تمیز بودن فولاد، ریزساختار نقش غالب در افزایش عمر خستگی خواهد داشت.



<https://doi.org/10.30501/jamt.2025.474640.1306>

[https://www.jamt.ir/article\\_218310.html](https://www.jamt.ir/article_218310.html)

۱- مقدمه

خرابی‌های مکانیکی بسیار کم است. برای بسیاری از سازه‌های مهندسی به مقاومت در برابر خستگی در طول طراحی توجه می‌شود. خستگی سیکل (چرخه‌ی) بالای اجزای فلزی به شکستگی الاستیک ناگهانی آن‌ها در هنگام قرار گرفتن در معرض تنش مکانیکی متناوب اشاره دارد. در نمونه‌ای که تحت باری سیکلی قرار می‌گیرد، می‌توان به جوانه‌زنی ترک خستگی در مقیاس میکروسکوپی کوچک دست زد، به دنبال آن ترک تا اندازه‌ی ماکروسکوپی رشد می‌کند و در نهایت به شکست نمونه در آخرین چرخه‌ی عمر خستگی منجر می‌شود (شکل ۱). ماهیت الاستیک این سازوکار شکست، یعنی بدون نمایش بصری تغییر شکل جزء، تشخیص آن را دشوار می‌کند و می‌توان گفت که خستگی به شکستی ترد و بدون تغییر شکل شدید منجر می‌شود (Dieter et al., 1976; Stephens et al., 2000; Schijve).

به‌رغم تکامل مداوم خانواده‌ی مواد قطعات مهندسی جدید، فولاد استحکام بالای پیشرفته هنوز یکی از قابل‌اعتمادترین، پرکاربردترین و مهم‌ترین مواد مهندسی با کاربردهای متنوع و هزینه‌ی ساخت پایین برای کاربردهای گوناگون در صنایع است (Kolahi et al., 2024; Panahi et al., 2011; Khajesarvi et al., 2022; Torkian et al., 2022). اساساً حوزه‌ی مهندسی مواد اهمیت ویژه‌ای دارد و در حال حاضر، در تمام شاخه‌های آن، تحقیقات ارزشمندی انجام می‌شود (Mohammadzadeh et al., 2024; Shafagati et al., 2024). خرابی‌های مکانیکی خسارات مالی بسیاری به همراه داشته است. با این حال، با توجه به تعداد زیاد قطعات و سازه‌های مکانیکی، که با موفقیت طراحی شده‌اند،

عهده‌دار مکاتبات: دکتر سید صادق قاسمی

نشانی: یزد، دانشگاه یزد، دانشکده‌ی معدن و متالورژی، گروه مهندسی مواد و متالورژی

پیام‌نگار: [sghasemi@yazd.ac.ir](mailto:sghasemi@yazd.ac.ir)

با محدوده‌ی تغییرات تنش،  $S_a$  برابر با دامنه‌ی تغییرات تنش،  $S_{Max}$  تنش بیشینه،  $S_{min}$  تنش کمینه،  $R$  و  $A$  نیز نسبت تنش هستند و به‌صورت زیر محاسبه می‌شوند (Stephens et al., 2000):

$$S_m = \frac{(S_{Max} + S_{min})}{2} \quad (۱)$$

$$\Delta S = S_{Max} - S_{min} \quad (۲)$$

$$S_m = \Delta S / 2 \quad (۳)$$

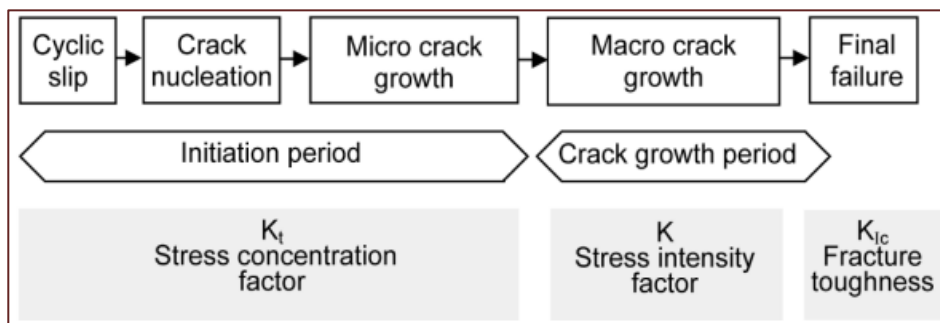
$$R = \frac{S_{min}}{S_{Max}} \quad (۴)$$

$$A = \frac{1 - R}{1 + R} \quad (۵)$$

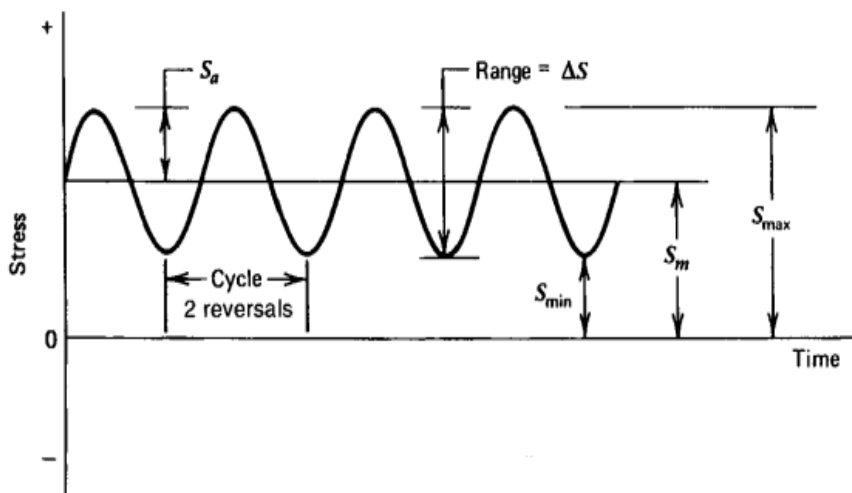
حال، هنگامی که نمونه تحت تنش متناوب شکسته شود، پدیده‌ی خستگی را می‌توان به دو حالت زیر دسته‌بندی کرد (شکل ۳) (Schijve et al., 2003):

- الف) خستگی در شرایط سیکل کم (پایین)
- ب) خستگی در شرایط سیکل زیاد (بالا)

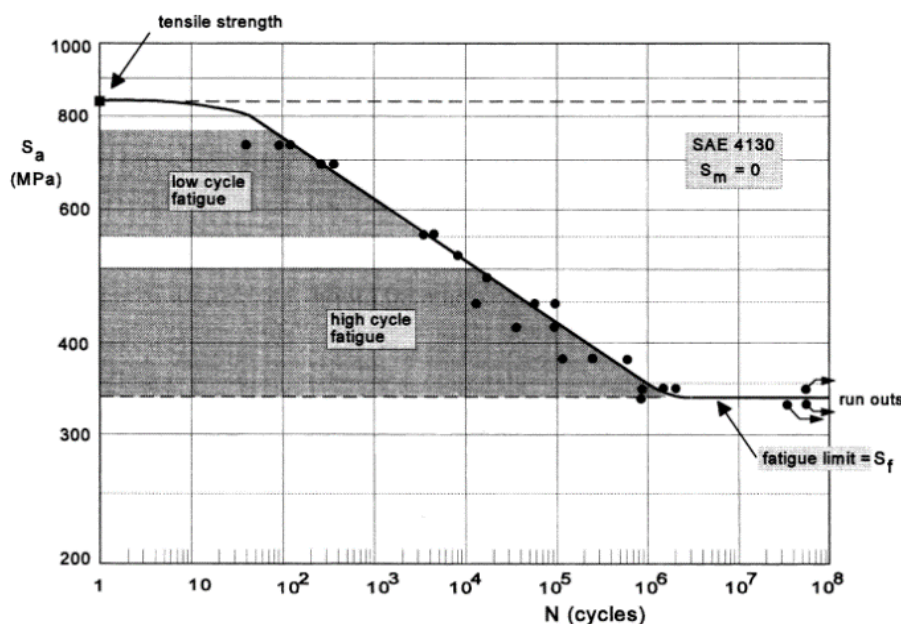
(et al., 2003). ابزار اصلی طراحی در مقوله‌ی خستگی به‌اصطلاح منحنی  $S - N$  است. در سناریوهای خستگی چرخه‌ی بالا، عملکرد مواد معمولاً با یک منحنی  $S - N$  مشخص می‌شود که نموداری از بزرگی تنش سیکلی ( $S$ ) در مقابل مقیاس لگاریتمی سیکل‌ها تا شکست ( $N$ ) است. شناسایی حد خستگی ( $FL$ ) (همچنین به‌عنوان حد استقامت یا مقاومت خستگی شناخته می‌شود) که به مقدار تنشی اشاره دارد که زیر آن یک ماده برای هر تعداد از چرخه‌ی مواد در منحنی  $S - N$  شکسته نمی‌شود. آزمایش‌های خستگی برای مشخص کردن منحنی‌های  $S - N$  یا استحکام در یک عمر خستگی معین طبیعتاً زمان‌بر هستند و اغلب به تعداد قابل‌توجهی از نمونه‌ها نیاز دارند و بنابراین پرهزینه هستند (Motte et al., 2024). نام‌گذاری مورد استفاده در طراحی آزمون خستگی در حالت تنش دامنه‌ی ثابت در برابر زمان در شکل ۲ نمایش داده شده است (Stephens et al., 2000). مطابق با شکل ۲، پارامتر  $S_m$  (در برخی منابع به‌جای  $\sigma$  استفاده شده است) برابر با تنش متوسط الاستیک،  $\Delta S$  برابر



شکل ۱. مراحل گوناگون عمر خستگی و عوامل مرتبط (Schijve et al., 2003)



شکل ۲. منحنی تنش بر حسب گذشت زمان (Stephens et al., 2000)



شکل ۳. نتایج آزمون خستگی برای نمونه‌ی کم‌آلیاژ SAE 4130 (Schijve et al., 2003)

نیز دارند. همچنین، توانایی منحصربه‌فردی در شکل‌پذیری و عملیات حرارتی دارند. از طرفی، فولادهای فنر دارای استحکام کششی بالایی هستند تا بتوانند خاصیت الاستیسیته‌ی مورد نیاز و مقاومت در برابر سایش و ارتعاش را فراهم کنند. فولاد فنر در انواع، اشکال و اندازه‌های بسیاری ساخته می‌شود، از فنرهای ظریف برای ابزار سنجش گرفته تا فنرهای عظیم برای تجهیزات راه‌آهن. فنرهای سیمی در چهار نوع متفاوت تولید می‌شوند (Guthrie et al., 1990):

▪ **فنر فشاری:**<sup>۱</sup> یکی از مهم‌ترین فنرهای مورد استفاده در صنعت به شمار می‌رود. این روزها تقریباً تمامی صنایع تولید محصولات خانگی و دستگاه‌های صنعتی از این فنرها برای تولید محصولات خود استفاده می‌کنند. فنرهای فشاری نیز مانند فنرهای کششی از حلقه‌هایی درهم‌تنیده تشکیل شده‌اند.

▪ **فنرهای کششی:**<sup>۲</sup> اغلب در دو سر آن یک قلاب قرار دارد که اصطلاحاً به این فنر قلاب‌دار می‌گویند و شکل ظاهری آن به صورتی است که حلقه‌های آن به هم چسبیده‌اند و فاصله‌ای ندارند. معمولاً با کشش اولیه مشخص و، به دلیل اینکه برای مقاومت در برابر نیروهای کششی مورد استفاده قرار می‌گیرند، دارای انتهای قلاب یا حلقه هستند تا متناسب با کاربرد خاص باشند.

مطابق با شکل ۳، در حالتی که تعداد چرخه‌ی شکست تا حدود  $10^4 < N_F$  باشد، خستگی سیکل «کم» یا «پایین» نامیده می‌شود. حال، اگر در آزمون خستگی تعداد زیادی از چرخه‌ها، برای مثال،  $10^7 - 10^8 = N_F$  سیکل یا بیشتر را پوشش دهد، به آن خستگی سیکل «زیاد» یا «بالا» می‌گویند. مرز بین خستگی سیکل کم و زیاد را دقیقاً تعداد خاصی از چرخه‌ها مشخص نمی‌کند. تفاوت بیشتر بین این دو شرایط این است که خستگی چرخه‌ی پایین با تغییر شکل ماکروپلاستیک در هر چرخه همراه است، این در حالی است که خستگی چرخه‌ی بالا بیشتر به رفتار الاستیک در مقیاس کلان‌ماده مربوط می‌شود. در واقع، خستگی چرخه‌ی بالا در عمل رایج‌تر است، در حالی که خستگی چرخه‌ی پایین با ساختارها و طیف‌های بار خاص مرتبط است (Schijve et al., 2003). یکی از مواردی که این آزمون کاربرد فراوان دارد پیش‌بینی عمر خستگی در فولادهای فنر خواهد بود.

فولادهای فنر دسته‌ای از فولادهای آلیاژی هستند که در ترکیب شیمیایی آن‌ها از عناصر نظیر سیلیسیم، منگنز، کروم، وانادیم و مولیبدن استفاده می‌شود. فولادهای فنر، همان‌گونه که از اسمشان پیدا است، در صنعت به‌عنوان اعضای جذب‌کننده‌ی انرژی ضربه و همچنین برای بازیابی موقعیت اولیه‌ی یک قطعه در هنگام جابه‌جایی برای شروع عملکردی معین استفاده می‌شوند. فولادهای فنر استحکام تسلیم بالا انعطاف‌پذیری خوبی

مخرب هستند؛ بنابراین، روش‌های غیرمخرب برای تخمین خواص کششی به‌ویژه مقاومت تسلیم و استحکام کششی مورد توجه مهندسان فرایند بوده است. معادله‌ای که استحکام کششی ( $TS$ ) و سختی ( $H$ ) را با ضریب کرنش سختی ( $n$ ) به هم مرتبط می‌کند به صورت رابطه‌ی ۶ است:

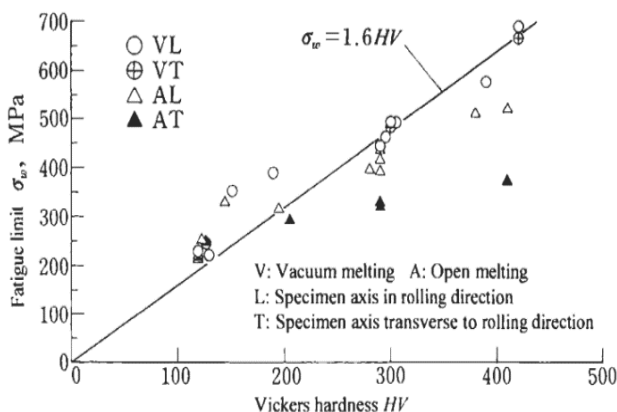
$$TS = \left(\frac{H}{2/9}\right) \left(\frac{n}{0/217}\right)^2 \quad (6)$$

از این رو، نیاز به بررسی روش‌های ساده برای تخمین استحکام کششی ماده‌ای فولادی با اندازه‌گیری سختی و برای ضریب  $n$  مستقیماً از آزمایش کشش تک‌محوری یا غیرمستقیم از طریق شاخص مایر یا روش‌های تجربی به دست خواهد آمد (Njoku et al., 2019).

با وجود استفاده از روش‌های مختلف تجربی برای پیش‌بینی عمر خستگی در فلزات، تنها روشی که می‌توان از آن استفاده کرد و مناسب پژوهش‌های تحقیقاتی هستند رابطه‌ی موراکامی است. موراکامی، مطابق با رابطه‌ی ۷، رابطه‌ای برای پیش‌بینی عمر خستگی در فلزات پیشنهاد کرد. رابطه برای  $HV < 400$  و هنگامی که فولادها بدون عیب و نقص باشند، می‌توان از آن استفاده کرد:

$$\sigma_w \cong 0.5\sigma_{UTS} \text{ Or } 1/6HV \quad (7)$$

مطابق با رابطه‌ی ۷ و شکل ۴، هر چقدر استحکام و سختی فولاد بیشتر باشد، حد خستگی نیز بیشتر خواهد بود (Murakami et al., 2019).



شکل ۴. رابطه‌ی استحکام خستگی بر مبنای سختی فولاد

(Murakami et al., 2019)

▪ **فناوری‌های پیچشی:** یکی از انواع فنرها که برای ذخیره و انتقال انرژی چرخشی طراحی شده است. فنرهای پیچشی برخلاف فنر فشاری و کششی (عمل با نیروی فشار و کشش) با نیروی چرخشی کار می‌کنند؛ به این صورت که سیم فنر در فنر پیچشی جمع یا خم نمی‌شود و، همان‌طور که از اسم آن پیدا است، فنر در هنگام عملکرد برای انتقال انرژی می‌چرخد.

▪ **مفتول‌های فرم‌دار:** قطعاتی هستند ساخته‌شده از مفتول که برخلاف فنرهای کششی و پیچشی و کششی از هیچ قانونی پیروی نمی‌کنند. یک مفتول از جنس فولاد زنگ‌نزن یا فولاد کربنی به همراه مجموعه‌ای از خم‌هایی با زوایا و طول‌های دلخواه می‌تواند به مفتول فرم‌دار مدنظر منجر شود.

ترکیب شیمیایی، خواص مکانیکی، کیفیت سطح، در دسترس بودن و هزینه عوامل مهمی هستند که در انتخاب فولاد برای فنرها باید در نظر گرفته شوند (Yamada et al., 2007; Burgul et al., 2014; Abdolalipouradi et al., 2020).

## ۲- مبانی نظری

در دهه‌های گذشته، تلاش‌های چشمگیری برای توسعه‌ی فولادهای فنی با کارایی بالا شده که به کاهش وزن وسایل نقلیه منجر شده است. یکی از بحث‌های مهم در فولادهای فنر افزایش استحکام خستگی ناشی از بارهای دینامیکی در زمان‌های طولانی خواهد بود. عوامل اساسی و حائز اهمیت به شرح زیر است:

- تأثیرات سختی، استحکام کششی و نهایی فولاد؛
- اثر ریزدانگی دانه‌های آستنیت بر سختی و استحکام؛
- تأثیرات ریزساختار میکروآلیاژی بر استحکام؛
- نقش آخال‌های غیرفلزی در فولاد؛
- تأثیرات زبری و کیفیت سطحی.

در ادامه شرحی از این عوامل خواهیم داشت.

### ۱-۲- تأثیر سختی و استحکام بر خستگی

سختی و استحکام از خواص مواد مهم فولادها هستند. روش‌های آزمایشی برای تعیین استحکام کششی یک ماده ماهیتاً

در فولاد منجر می‌شود، سختی و استحکام بالا می‌رود و حتی حد خستگی فولاد نیز بهبود و افزایش خواهد یافت (Maleki et al., 2024).

### ۲-۳- تأثیر ریزساختار بر خستگی

امروزه تعداد بسیاری از فولادهای مختلف با روش‌های گوناگون، نظیر روش افزودنی، در حال تولید هستند. اجزا و فازهای گوناگون ریزساختار ماتریس (آستنیت، فریت و مارتنزیت) و فازهای گوناگون در حین رسوب (رسوبات بین‌فلزی، کاربیدها) تنوع بسیاری در ریزساختار و خواص در این دسته از آلیاژها ایجاد می‌کنند. باین‌حال، فولادهایی که در طول فرایند روش افزودنی در معرض پروفیل‌های دما و زمان قرار می‌گیرند بسیار متفاوت با آن‌هایی هستند که در مسیرهای فرایند معمولی با آن‌ها مواجه می‌شوند و از این‌رو ریزساختارهای حاصل نیز به‌شدت متفاوت هستند. این فرایند ریزساختاری ظریف و دارای بافت بسیار ریخت‌شناسی و بلورنگاری را که در نتیجه نرخ انجماد بالا خواهد بود شامل می‌شود (Bajaj et al., 2020).

حد خستگی ( $FL$ )، که به آن اشاره شد، نه‌تنها می‌تواند تحت تأثیر شرایط آزمایش و حالت‌های نمونه مانند نوع بارگذاری اعمال‌شده، تنش متوسط، دمای آزمایش، اندازه و شکل نمونه و وضعیت سطح نمونه قرار گیرد، بلکه تحت تأثیر متغیرهای متالورژیکی مانند سختی، استحکام، اندازه‌ی دانه، ریزساختار و خلوص نیز قرار دارد. تحت شرایط آزمایش یکسان، ( $FL$ ) یک ماده بیشتر به استحکام و سختی در ریزساختار بستگی دارد. رابطه‌ی بین خواص مکانیکی و حد خستگی ( $FL$ ) فولادهای کربن متوسط با ریزساختارها و خواص کششی مختلف، که از طریق اندازه‌گیری سختی، خواص کششی و مقاومت در برابر خستگی در چرخه‌ی بالا پس از قرار دادن آن‌ها در عملیات حرارتی به دست می‌آید، به‌صورت رابطه‌های ۱۲ و ۱۳ است:

$$FL = 1/54 H_v + 189 \quad (12)$$

$$FL = 0.55 UTS + 134 \quad (13)$$

مطابق با دو رابطه‌ی ذکرشده، هر چقدر فولاد مستحکم‌تر باشد، حد خستگی بالاتر خواهد بود. در این خصوص، می‌توان گفت که ریزساختارهایی با استحکام بالاتر (نظیر مارتنزیت و

### ۲-۲- تأثیر ریز شدن دانه‌ی آستنیت بر سختی و استحکام

یکی از روش‌های کاربردی برای افزایش استحکام در فولادها، از جمله فولاد فتر، کاهش اندازه‌ی دانه‌های آستنیت است که از طریق بهینه‌سازی دما و زمان آستنیت کردن فولاد در عملیات حرارتی تحقق می‌یابد. تشکیل شدن فاز آستنیت و کنترل کردن اندازه‌ی دانه‌های آن از جمله پارامترهای مهم درباره‌ی بسیاری از روش‌های عملیات حرارتی فولادها است. پژوهش‌های گسترده‌ای نشان می‌دهد که بهینه‌سازی دما، و زمان آستنیت کردن، تابع شدید کربن و عناصر آلیاژی در فولاد است. مطابق با رابطه‌ی هال-پیچ، تأثیر ریزدانه‌گی و تأثیر آن بر استحکام به صورت رابطه‌ی ۸ خواهد بود:

$$\sigma_{YS} = \sigma_i + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (8)$$

در این رابطه،  $\sigma_{YS}$  برابر با تنش تسلیم،  $\sigma_i$  برابر با مقاومت کلی شبکه در برابر حرکت نابجایی‌ها،  $K$  برابر با پارامتر قفل‌شوندگی و  $d$  برابر با اندازه‌ی دانه است. مطابق با این رابطه، هر چقدر اندازه‌ی دانه‌ها کوچک‌تر باشد، خواص مکانیکی فولاد نظیر استحکام و چقرمگی<sup>۱</sup> بهبود خواهد یافت.

برای تعیین استحکام مواد، می‌توان از آزمایش تست کشش استفاده کرد که این روش تست مخرب است. لذا، روش‌های غیرمخرب برای خواص کششی تقریبی به‌ویژه استحکام تسلیم و استحکام کششی مورد توجه مهندسان فرایند بوده‌اند. معادله‌ی آسانی که مقاومت کششی را با سختی با یک ضریب جفت می‌کند رابطه‌ی ۹ است:

$$TS = H \cdot k \quad (9)$$

نوعی هم‌بستگی مهندسی بسیار مفید بین سختی برینل/ویکرز و استحکام کششی نهایی فولادهای کربنی ساده و آلیاژی متوسط عملیات حرارتی‌شده وجود دارد. رابطه‌های گوناگونی برای پیشنهاد رابطه‌ی بین سختی و استحکام ارائه شده است. برای مثال، رابطه‌ی بین سختی و استحکام به‌صورت زیر بیان شده است (رابطه‌های ۱۰ و ۱۱):

$$UTS = 3/4 H \quad (10)$$

$$\sigma_{ys} = \left(\frac{H}{3}\right) (0.1)^n \quad (11)$$

در نتیجه، همان‌گونه که اشاره شد، بر اساس روابطی که ارائه شده است، با کاهش اندازه‌ی دانه‌های آستنیت، که به ریزدانه‌گی

آوردن حد خستگی بر حسب موقعیت آخال درون ماده پیش‌بینی کرده است:

$$\sigma_w = A \times (H_v + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \quad (15)$$

در این رابطه،  $\sqrt{area}$  مساحت تصویرشده‌ی عیب، عمود بر تنش اعمال است. ثابت  $A$  بستگی به موقعیت آخال دارد و به سه حالت زیر خواهد بود (Stephens et al., 2000; Murakami et al., 2019).

- آخال‌های سطحی،  $A = 1/43$
- آخال‌های زیرسطحی،  $A = 1/41$
- آخال‌های درون نمونه،  $A = 1/56$

## ۲-۵- اثر زبری و کیفیت سطحی

از آنجایی که ترک‌های خستگی عمدتاً از سطحی آزاد شروع می‌شوند، شرایط سطح تأثیر چشمگیری بر استحکام خستگی دارد. بنابراین، چهار عامل زیر باید در ارزیابی استحکام خستگی در نظر گرفته شوند (Murakami et al., 2019):

- ۱) زبری سطح به‌عنوان تشدیدکننده‌ی تنش؛
- ۲) تنش‌های پسماند در یک لایه‌ی سطحی ناشی از ماشین‌کاری (در شرایط تنش پسماند فشاری، تأثیر مثبت بر عمر خستگی نمونه)؛
- ۳) کار سخت شدن یا نرم شدن در یک لایه‌ی سطحی به‌دلیل تغییرشکل پلاستیک؛
- ۴) تغییر یا تبدیل ریزساختار به‌دلیل تغییرشکل پلاستیک. اثر کیفیت سطحی را بسیاری از محققان مطالعه کرده‌اند. سیبل و گایر<sup>۱</sup> رابطه‌ی بین استحکام خستگی و حداکثر عمق یک شیار سطحی ( $R$ ) را بررسی کردند. آن‌ها عمقی بحرانی ( $R_C$ ) پیدا کردند که در آن استحکام خستگی شروع به کاهش است. شیارهای کم‌عمق‌تر استحکام را کاهش ندادند. برای شیارهای عمیق‌تر از  $R_C$ ، استحکام خستگی به‌صورت خطی با  $\log R$  کاهش یافت (Murakami et al., 2019). برای ارزیابی اثر زبری تناوبی بر استحکام خستگی، موراکامی  $\sqrt{area_R}$  را تعریف کرد.  $\sqrt{area_R}$  بر اساس پارامتر  $a$ ، عمق (بر حسب  $\mu m$ ) و  $2b$  گام (شکل ۵) مطابق با رابطه‌ی ۱۶ خواهد بود:

بنیت) از ریزساختارهای نرم‌تر (نظیر فریت، پرلیت و آستنیت) حد خستگی بالاتری دارند (Park et al., 2017).

## ۲-۴- نقش آخال‌های غیرفلزی

همان‌گونه که ذکر شد، در شرایط آزمایشگاهی، پیش‌بینی استحکام مطابق با رابطه‌ی ۷ خواهد بود. ولیکن، در شرایط صنعتی و واقعی، پیش‌بینی حد خستگی تابع پارامترهای مختلف و مطابق با رابطه‌ی ۱۴ خواهد بود:

$$\sigma'_F = k_1 k_2 k_3 k_4 k_5 \sigma_F \quad (14)$$

در این رابطه،  $k$  ضرایب تصحیح است که شامل:

$k_1$  = ضریب تصحیح صافی برای سطح

$k_2$  = ضریب تصحیح اندازه‌ی قطعات

$k_3$  = ضریب تصحیح دما

$k_4$  = ضریب تصحیح تمرکز تنش در نمونه

$k_5$  = ضریب تصحیح سایر عوامل؛ محیط خوردنه،

ریزساختار قطعات، پوشش قطعات و غیره.

به‌طورکلی، می‌توان گفت که وجود آخال‌های غیرفلزی، در تمام فولادهای آلیاژی تولیدشده، از نگرانی‌های اساسی و حائز اهمیت کارخانه‌های تولیدی فولادی است. این ناخالصی‌ها در عین فرایند تولید فولاد یا سایر عوامل درونی/ بیرونی، برای مثال، کنده شدن نسوز پاتیل کوره و افتادن آن درون مذاب فولاد شکل می‌گیرد و اکثر آن‌ها دارای ترکیبات اکسیدی و حتی سولفیدی هستند. پیش‌بینی کردن حد خستگی در فولادها، با وجود آخال‌های غیرفلزی، نیازمند مطالعه‌ی طولانی‌مدت برای مهندسان بوده است. منحنی  $S - N$  که ارتباط بین تنش اعمالی و تعداد سیکل‌هایی را که به شکست فولاد منجر می‌شوند، نشان می‌دهد از طریق روابط آزمایشگاهی به دست می‌آید. رسم این منحنی بسیار مفید است، اما به‌دلیل گرانی و زمان‌بر بودن در صنعت محدود می‌شود. از طرفی، عواملی که در رابطه‌ی ۱۴ ذکر شده‌اند بر رفتار خستگی فولاد تأثیر می‌گذارد و، از طرف دیگر، عواملی که در رابطه‌ی ۳ ذکر شده‌اند بر رفتار خستگی فولاد تأثیر می‌گذارد.

حال، زمانی که شکست قطعات ناشی از عیب یا وجود آخال غیرفلزی باشد، موراکامی رابطه‌ای (رابطه‌ی ۱۵) را برای به دست

فرایند آستمپرینگ، آستنیت ناپایدار به بینیت تبدیل می‌شود. با نفوذ کربن فوق‌اشباع از مارتنزیت و بینیت به آستنیت تبدیل‌نشده، دمای آستمپرینگ مقدار بینیت تازه تشکیل شده را مشخص می‌کند. می‌توان گفت، با افزایش دمای آستمپرینگ، مقدار فاز بینیت نیز افزایش خواهد یافت. سهم استحکام تسلیم به‌دست‌آمده در شکل ۶b نشان داده شده است. با افزایش دمای آستمپرینگ به‌تدریج استحکام افت می‌کند. این اختلاف را می‌توان به محاسبه‌ی استحکام تسلیم بر اساس مدل لغزش نابجایی نسبت داد، درحالی‌که تسلیم RA را می‌توان از طریق دو سازوکار گوناگون القا کرد:

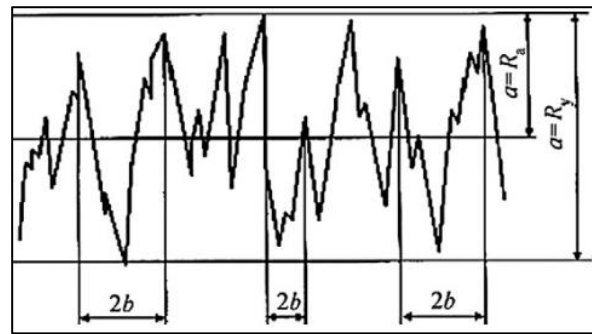
- لغزش نابجایی‌ها؛

- تبدیل مارتنزیتی ناشی از تنش<sup>۱</sup>.

در دمای آستمپرینگ بالاتر، بازده RA عمدتاً ناشی از لغزش نابجایی، درحالی‌که در دمای آستمپرینگ پایین‌تر، عملکرد RA عمدتاً ناشی از تبدیل مارتنزیتی ناشی از تنش در فولاد بوده است. استحکام تسلیم با استفاده از رابطه‌ی زیر محاسبه می‌شود:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_{gb} + \sigma_{dis} + \sigma_p \quad (18)$$

در این رابطه،  $\sigma_0$  تنش‌های اصطکاک شبکه‌ی مارتنزیت/بینیت و آستنیت هستند.  $\sigma_{ss}$ ،  $\sigma_{gb}$ ،  $\sigma_{dis}$  و  $\sigma_p$  تنش در حالت استحکام‌دهی محلول جامد، تنش مرزدانه، تنش در نابجایی‌ها و تنش لازم برای پیر سختی هستند. با افزایش دمای آستمپرینگ، کسر حجمی مارتنزیت به‌تدریج کاهش می‌یابد، درحالی‌که مقدار فاز بینیت به‌طور قابل‌توجهی افزایش و نسبت RA ابتدا افزایش و سپس کمی کاهش می‌یابد. محتوای کربن و پایداری RA، چقرمگی و شکل‌پذیری فولاد به‌تدریج افزایش، درحالی‌که استحکام به‌تدریج افت می‌کند. شکل ۳ خلاصه‌ای از این تحقیق را نشان می‌دهد. پروچازکا و همکاران (2023) خواص خستگی فولادهای فنری پس از تولید پیشرفته را بررسی کردند که هدف تحقیق نشان دادن تفاوت سیکل عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر (QT)<sup>۲</sup> و تمپر به کمک کرنش (SAT)<sup>۳</sup> بر استحکام خستگی فولاد فنر 54SiCr6 بوده است. فولادهای با استحکام بالا، همانند فولاد ساخته‌شده از فولاد فنر 54SiCr6، که در آن فرایند QT استفاده می‌شود، می‌تواند با سیکل SAT جایگزین شود تا فولادی با استحکام به‌مراتب بالا به دست آید. شکل ۷ شماتیکی



شکل ۵. شماتیک زبری تناوبی (Murakami et al., 2019)

$$\frac{\sqrt{area_R}}{2b} \cong 2/9\sqrt{\left(\frac{a}{2b}\right)} - 3/51\left(\frac{a}{2b}\right)^2 - 9/74\left(\frac{a}{2b}\right)^3 \quad (16)$$

مطابق با رابطه‌ی ۱۶، اگر  $a \ll 2b$  باشد (سطح صاف و آینه باشد یا به عبارتی  $0/195 < \left(\frac{a}{2b}\right)$ ، در این حالت از مقدار  $\left(\frac{a}{2b}\right)$  صرف‌نظر می‌شود و  $\sqrt{area_R} = 2/9\sqrt{a}$  است. اما اگر  $\left(\frac{a}{2b}\right) > 0/195$  باشد، مقدار  $\frac{\sqrt{area_R}}{2b}$  برابر با  $0/38$  خواهد بود. در حالت اول، برای به دست آوردن زبری متوسط بحرانی  $a_c$  از رابطه‌ی ۱۷ استفاده خواهیم کرد (Murakami et al., 2019):

$$a_c = 0/1716 \left(1 + \frac{120}{H_v}\right)^6 \quad (17)$$

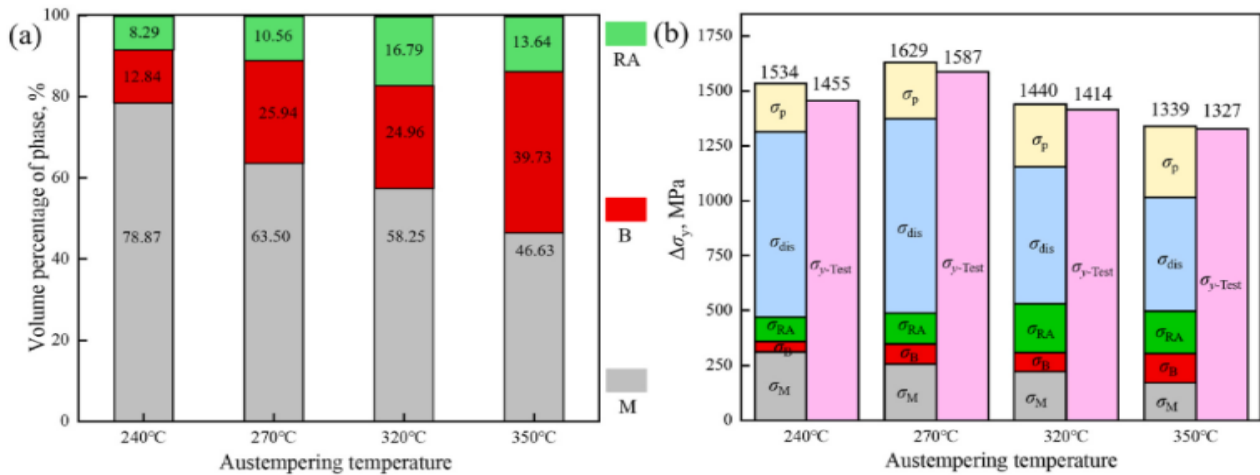
### ۳- سابقه‌ی تحقیق

#### ۳-۱- سیکل‌های گوناگون عملیات حرارتی

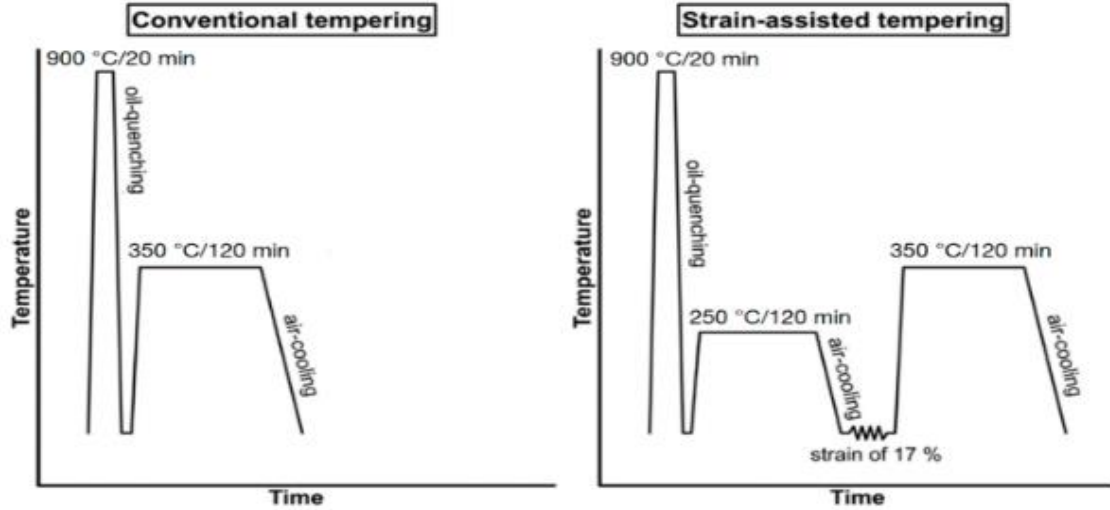
لی و همکاران (Li et al., 2024) تأثیر دماهای مختلف بر ریزساختار و خواص مکانیکی در فرایند آستمپرینگ در فولاد فنر 60Si2CrVNb را بررسی کردند. نتایج نشان می‌دهد که، پس از عملیات حرارتی آستمپرینگ، ریزساختار فولاد فنر 60Si2CrVNb، ریزساختاری چندفازی متشکل از مارتنزیت، بینیت و آستنیت باقی‌مانده (RA) خواهد بود. مطابق با شکل ۶a، در دمای ۲۴۰ درجه‌ی سلسیوس، فولاد از ۷۸/۸۷ درصد فاز مارتنزیت و تنها ۱۲/۸۴ درصد فاز بینیت تشکیل شده است. با افزایش دمای آستمپرینگ به ۲۷۰ درجه‌ی سلسیوس، محتوای بینیت به ۲۴/۹۴ درصد افزایش می‌یابد. متعاقباً، در دمای آستمپرینگ ۳۲۰ درجه‌ی سلسیوس، محتوای RA افزایش و کسر بینیت کاهش و درنهایت، در دمای ۳۵۰ درجه‌ی سلسیوس، کسر حجمی بینیت به ۳۹/۷۳ درصد می‌رسد. در طی فرایند آستمپرینگ، آستنیت ناپایدار به بینیت تبدیل می‌شود. در طی

(Suh et al., 2022) و همکاران (Procházka et al., 2023). سو و همکاران (Suh et al., 2022) در تحقیق دیگری تأثیر تفاوت ریزساختار ناشی از دو سیکل عملیات حرارتی کوئنچ تمپر و آستمپرینگ (AT) بر استحکام خستگی فولاد فنر AISI 54SiCr6 را بررسی کرده‌اند. در این پژوهش، ریزساختار مارتنزیت و مارتنزیت تمپر شده در سیکل عملیات حرارتی QT در مقابل ریزساختار مارتنزیت و بینیت در سیکل AT قرار گرفته است.

از این دو روش سیکل عملیات حرارتی را نشان می‌دهد (Procházka et al., 2023). تجزیه و تحلیل خواص مواد بهبودهایی را در استحکام حالت SAT در مقایسه با حالت QT نشان می‌دهد. این واقعیت، که جذب تناسب انرژی کرنش به حد الاستیک بستگی دارد، آن را به ماده‌ای امیدوارکننده برای کاربردهای فنر، برای مثال، در صنعت خودروسازی تبدیل می‌کند. در جدول ۱، نتایج آزمایش‌های ایشان ارائه شده است



شکل ۶. (الف) کسر حجمی هر فاز و (ب) نمودار شماتیک استحکام فاز (Li et al., 2024)



شکل ۷. شماتیکی از روش سیکل عملیات حرارتی SAT و QT (Procházka et al., 2023)

جدول ۱. نتایج آزمون کشش به‌دست‌آمده در دو حالت مختلف عملیات حرارتی (Procházka et al., 2023)

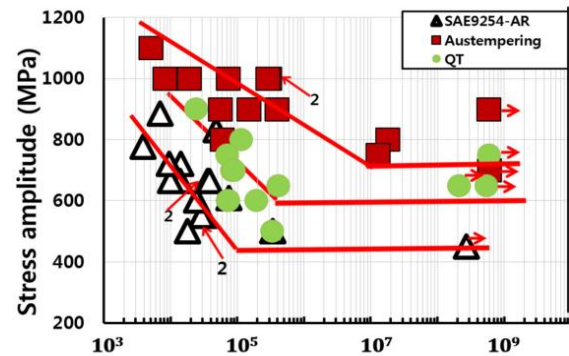
RA (%)	EL (%)	UL (%)	YS (MPa)	YS (MPa)	E (MPa)	Temp (°C)	Heat Treatment
28 ± 1/6	7/8 ± 0/4	2/5 ± 0/1	2130/2 ± 3/4	1875/2 ± 3/5	202/4 ± 3/1	23	QT
14 ± 3/7	2/8 ± 0/4	0/7 ± 0/1	2433/7 ± 1/3	2397/7 ± 8/4	201/5 ± 2/3	23	SAT

ساختار دوبلکس بینیت و مارتنزیت، استحکام و چقرمگی بهتری از ساختار فقط مارتنزیت دارند. در جدول ۲، خواص مکانیکی ناشی از آزمون کشش برای این سه حالت مختلف عملیات حرارتی این فولاد آورده شده است. افزایش استحکام کششی AT و QT در مقایسه با نمونه‌ی AR ناشی از تغییر در ریزساختار به دلیل تشکیل بینیت دوبلکس و مارتنزیت منفرد توسط عملیات حرارتی است (Suh et al., 2022).

معصومی و همکاران (Masoumi et al., 2024) در تحقیق دیگری تأثیر سیکل عملیات حرارتی کوئنچ و پارتیشن‌بندی (Q&P)<sup>۲</sup> به صورت دومارحله‌ای بر ریزساختار چندجزیی در فولاد فنی AISI 9254 را کاوش کردند. هدف اولیه‌ی این فرایند مهندسی دستیابی به یک ریزساختار بهینه‌ی متشکل از نانوبینیت، مارتنزیت و نانوکاربید است. فرایند Q&P دو مرحله متشکل از آستنیت کردن فولاد در دما/ زمان مشخص سپس انتقال فولاد در محدوده‌ی  $M_S$  و  $M_F$  و مجدد انتقال به محدوده‌ی  $B_S$  و  $B_F$  است. شکل ۹ شماتیکی از این روش در این پژوهش را نشان می‌دهد (Masoumi et al., 2024). آن‌ها در حالت Q&P-  $MPa$  ۸۵۰/۲۲۰/۳۲۵/۴۰۰ به بالاترین حد استحکام تسلیم برابر  $MPa$  ۱۶۰۰ و تنش کششی نهایی  $MPa$  ۱۸۵۰ دست یافتند. دلیل این امر تسریع تبدیل فاز بینیت است که توسط مارتنزیت لایه‌ای از پیش ساخته شده خواهد بود. این مطالعه پتانسیل یک فرایند Q&P را برای تولید فولاد با استحکام بالا و انعطاف‌پذیری برای کاربردهای خودرو و هوافضا را نشان می‌دهد (جدول ۳ داده‌های کلی از این پژوهش است) (Masoumi et al., 2024).

هوآنگ و همکاران (Huang et al., 2021) در تحقیق دیگر تأثیر زمان‌های مختلف نگهداری عملیات تمپر کردن بر ریزساختار و خواص فولاد فنر 65Si2CrV را تحقیق و بررسی کردند. نتایج آزمایش بدین صورت بود که افزایش مدت زمان تمپرینگ باعث می‌شود مارتنزیت کامل‌تر بازیابی و به فریت بالکی تبدیل شود. شایان ذکر است، با افزایش زمان نگهداری تمپر، استحکام نمونه به تدریج کاهش می‌یابد. در جدول ۴، نتایج آزمون مکانیکی به دست آمده در تحقیق را نشان می‌دهد (Huang et al., 2021). زمانی که زمان تمپر شدن از ۳۰۰ ثانیه بیشتر می‌شود، نسبت طول و عرض کاربید و انعطاف‌پذیری به تدریج کاهش می‌یابد و کروی شدن رخ می‌دهد. در این تحقیق، بهترین

در سیکل QT، مشکل اساسی بحث تردی هیدروژنی در سازوکار استحکام‌دهی است؛ بنابراین، اگر بتوان ریزساختار تمپر شده‌ی فولاد فنر را با ریزساختار بینیت دوبلکس جایگزین کرد، در توسعه‌ی محصولات با استحکام بالا و عمر طولانی بسیار مفید خواهد بود (شکل ۸ و جدول ۲).



شکل ۸. مقایسه‌ی منحنی‌های  $S-N$  فولاد فنر در حالت‌های

عملیات حرارتی (QT و AT) (Suh et al., 2022)

جدول ۲. مقایسه‌ی نتایج آزمون کشش برای فولاد فنر در حالت‌های

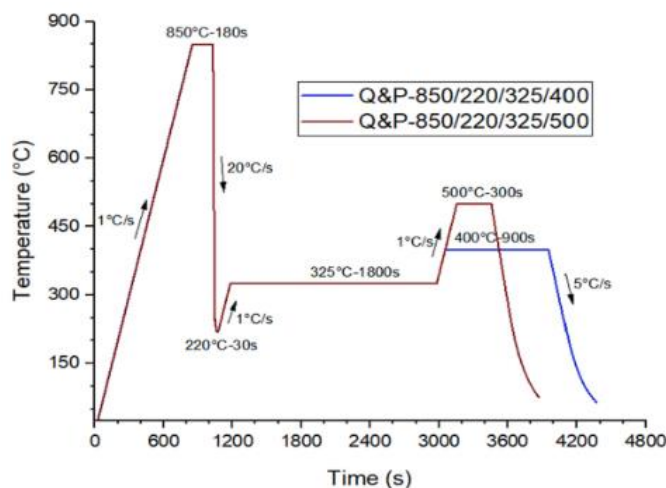
عملیات حرارتی (QT و AT) (Suh et al., 2022)

Yield Strength , 0.2% (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Specimen
۵۲۷	۹۹۲	AR
۱۶۸۲	۱۸۲۴	AT
۱۶۱۲	۱۷۲۳	QT

شکل ۸ منحنی‌های  $S-N$  فولادهای فنر به دست آمده از آزمون خستگی خمشی دورانی را مقایسه می‌کند. داده‌های  $S-N$  نمونه‌ی اولیه (AR)<sup>۱</sup> در دمای اتاق به صورت "Δ" در شکل ۸ نشان داده شده و حد خستگی حدود ۴۵۰ مگاپاسکال است. شماره‌ی ۲ در شکل به این معنی است که دو نقطه‌ی داده با هم هم‌پوشانی دارند و فلش‌های VHCF نشان‌دهنده‌ی عدم شکست در عمر خستگی فعلی است. علاوه بر این، نمونه‌های QT مارتنزیت به صورت علامت " " با حد خستگی ۶۰۰ مگاپاسکال و نمونه‌های بینیت دوبلکس AT به صورت علامت " " با حد خستگی ۷۰۰ مگاپاسکال نشان داده می‌شوند. افزایش استحکام خستگی نمونه‌های بینیت و آستنیت باقی‌مانده‌ی AT در مقایسه با نمونه‌های QT مارتنزیتی به دلیل تغییر شکل ریزساختار بینیت به عنوان لایه‌های بلند و گسترده و ریزساختارهای دوبلکس است. مطالعات دیگر نشان داده شده است که فولادهای فنر با

یافته‌ها نشان داد که افزایش بیش از حد زمان پارتیشن‌بندی باعث تبدیل آستنیت باقی‌مانده و تولید رسوب کاربید در ریزساختار می‌شود. فرایند Q&P باعث افزایش استحکام و ازدیاد طول هم‌زمان این فولادها می‌شود. در شکل ۱۰، شماتیک کلی از این پژوهش ذکر شده است.

زمان تمپر کردن برابر با ۳۰۰ ثانیه خواهد بود (به دلیل کاهش شکنندگی و ترد شدن فولاد و افزایش انعطاف‌پذیری) (Huang et al., 2021). در پژوهش دیگری، اثر دماهای متفاوت کوئنچ و زمان‌های مختلف پارتیشن‌بندی در سیکل عملیات حرارتی Q&P بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد 54SiCr6 را عابدینی و همکاران (Abedini et al., 2023) بررسی کردند.



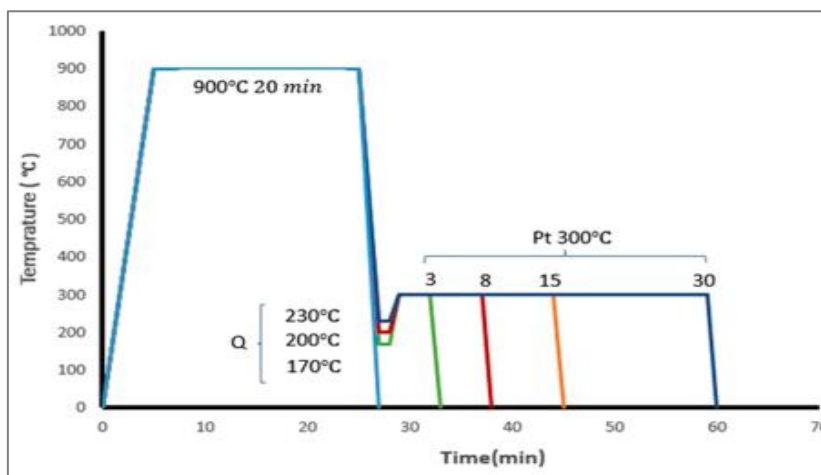
شکل ۹. نمودار شماتیکی از سیکل عملیات حرارتی Q&P دومرحله‌ای (Masoumi et al., 2024)

جدول ۳. نتایج آزمون سختی و نوع ریزساختار در فرایند Q&P دومرحله‌ای در دماهای مختلف (Masoumi et al., 2024)

Stiffness constant (m)	Contact area A (nm)	Hardness H (GPa)	Phase	
1/58 ± 0/05	5/899 ± 2/30	8/956 ± 0/15	Martensite laths	Q&P-850/220/325
1/45 ± 0/05	10/406 ± 2/65	7/841 ± 0/25	Bainite sheaves	
1/50 ± 0/005	8.389 ± 2/15	7/743 ± 0/10	Martensite laths	Q&P-850/220/325/400
1/47 ± 0/005	16/298 ± 2/05	7/309 ± 0/20	Bainite sheaves	
1/42 ± 0/005	17/466 ± 1/80	6/489 ± 0/10	Martensite laths	Q&P-850/220/325/500
1/38 ± 0/005	21/978 ± 1/00	6/085 ± 0/10	Bainite sheaves	

جدول ۴. خواص مکانیکی جامع نمونه‌ها (Huang et al., 2021)

Hardness HV	Elongation %	Tensile Strength (MPa)	Tempering holdig times
636/5	2/5	2240	50
629/9	5	2180	100
605/5	7	2134	150
607/8	8	2106	200
591/6	8/3	2083	300
560/0	6/5	2000	500
550/5	6	1934	700



شکل ۱۰. شماتیک از روش عملیات حرارتی Q&P در این تحقیق (Abedini et al., 2023)

مگاپاسکال، ازدیاد طول کل ۱۲/۵ درصد، کاهش سطح مقطع ۳۰ درصد و سختی ۵۶ راکول C را به دست آورده است.

- کوئنچ در دمای ۱۷۰ درجه‌ی سلسیوس و پارتیشن‌بندی در دمای ۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۸ دقیقه منجر به ترکیب مناسبی از خواص کششی از جمله مقاومت کششی ۱۹۹۷ مگاپاسکال، استحکام تسلیم ۱۷۳۰ مگاپاسکال، ازدیاد طول ۱۰/۳ درصد به همراه کاهش سطح مقطع ۴۸ درصد را دارد.
- ارزیابی رفتار کار سختی برای نمونه‌ی کوئنچ‌شده در دمای ۲۰۰ درجه‌ی سلسیوس و پارتیشن‌بندی در دمای ۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۸ دقیقه نشان داد (Abedini et al., 2023).

در جدول ۵، خواص خلاصه‌ی نتایج به دست آمده از آزمایش‌های کششی ارائه شده است. گفتنی است که استحکام کششی پس از عملیات Q&P در مقایسه با نمونه‌ی اولیه تا ۱۱۷ درصد افزایش یافته است. علاوه بر این، نقاط استحکام به دست آمده تا ۴۶ درصد در مقایسه با نمونه‌ی کوئنچ‌شده افزایش یافته، درحالی‌که ازدیاد طول نسبی برای برخی شرایط Q&P در مقایسه با نمونه‌ی اولیه با ریزساختار پرلیتی کاهش نیافته است (Abedini et al., 2023).

مطابق جدول ۵، بسته به اینکه چه هدفی پیش‌رو باشد، محدوده‌های زیر بهترین دماهای این پژوهش هستند:

- نمونه‌ی کوئنچ‌شده در دمای ۲۳۰ درجه‌ی سلسیوس و پارتیشن‌بندی در دمای ۳۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۳ دقیقه بهترین ترکیب از خواص مکانیکی شامل انرژی ضربه‌ی ۱۷ ژول، استحکام کششی ۱۹۴۳

جدول ۵. خواص کششی فولاد مورد مطالعه برای شرایط مختلف عملیات حرارتی (Abedini et al., 2023)

RA %	Total EL %	Uniform EL %	UTS (MPa)	YS (MPa)	Sample No.
۴۳	۱۰/۱	۴/۷	۹۳۸	۸۶۱	As-received
۰	۰	۰	۱۳۹۳	۱۳۹۳	As-quench
۳۰	۱۲/۵	۶/۶	۱۹۴۲	۱۶۶۸	۲۰۳-۳
۲۱	۷/۵	۵	۱۹۳۲	۱۷۱۹	۲۳۰-۸
۳۸	۸/۴	۳/۹	۱۹۹۱	۱۸۲۵	۲۳۰-۱۵
۲۱	۶/۴	۴/۹	۱۹۴۹	۱۶۷۴	۲۳۰-۳۰
۴۰	۹/۴	۲/۲	۲۰۳۶	۱۹۸۶	۲۰۰-۳
۲۰	۸/۹	۷	۲۰۰۷	۱۷۰۰	۲۰۰-۸
۴۸	۱۰/۱	۳/۲	۱۸۱۲	۱۶۵۷	۲۰۰-۱۵
۳۵/۳	۷/۴	۳/۱	۱۹۷۴	۱۷۶۳	۲۰۰-۳۰

۳۰	۷/۹	۴/۷	۱۹۰۲	۱۶۱۴	۱۷۰-۳
۴۸	۱۰/۳	۶/۲	۱۹۹۷	۱۷۳۰	۱۷۰-۸
۴۸	۱۱/۲	۳/۹	۱۸۷۱	۱۵۹۰	۱۷۰-۱۵
۲۰	۷/۵	۱/۴	۲۰۰۰	۱۷۸۳	۱۷۰-۳۰

را می‌توان از طریق بهبود استحکام مرزهای دانه/ بین‌فاز افزایش داد.

رفتارهای خستگی چرخه‌ی بسیار بالای فولاد چندفازی بینیت/ مارتنزیت را که با فرایند تمپرینگ کوئنچ و پارتیشن‌بندی شده گائو و همکاران (Gao et al., 2016) بررسی کردند. در این تحقیق، یک فولاد چندفاز B/M با سیکل BQT مبتنی بر بینیت برای به دست آمدن انواع مختلف آستنیت (با کسر حجمی، اندازه و ریخت‌شناسی متفاوت) عملیات حرارتی شد. همچنین، درباره‌ی تأثیر آستنیت باقی‌مانده بر رفتار VHCF فولاد چندفازی B/M به‌تفصیل بحث شد. در جدول ۶، خواص به‌دست‌آمده از این سیکل عملیات حرارتی ارائه شده است. داده‌های  $S-N$  به‌دست‌آمده از آزمایش VHCF نمونه‌های BQ200 و BQ320 در شکل ۱۱ نشان داده شده است. حد خستگی نمونه‌ی BQ200 حدود ۷۷۰ مگاپاسکال است که به‌وضوح از نمونه‌ی BQ320 (۶۰۰ مگاپاسکال) بالاتر است. همان‌طور که در جدول ۶ نشان داده شده است، مقاومت کششی (Rm) نمونه‌های BQ200 و BQ320 به‌ترتیب ۱۴۱۰ مگاپاسکال و ۱۳۲۰ مگاپاسکال است. به‌طور خلاصه، یک فولاد چندفازی B/M با یک سیکل Q-P-T مبتنی بر بینیت با پارامترهای فرایندی مختلف، برای به دست آوردن انواع مختلف آستنیت باقی‌مانده (ریخت‌شناسی بلوکی، فیلم‌مانند و میکرومتری در اندازه‌ی نانومتر) به دست آمد.

اثر ریزساختار (به‌ویژه آستنیت باقی‌مانده) بر رفتارهای خستگی چرخه‌ی بسیار بالا فولاد چندفاز B/M از طریق آزمایش منحنی  $S-N$  مطالعه شد و می‌توان گفت:

- برای فولاد B/M با آستنیت باقی‌مانده لایه‌ای (نانوساختار)، حد خستگی با تحمل  $10^9$  سیکل حدود ۷۷۰ مگاپاسکال است و شکست خستگی به سختی در سیکل  $10^6-10^9$  رخ می‌دهد. ویژگی VHCF در مقایسه با فولاد با آستنیت بلوکی باقی‌مانده بسیار بهبود یافته است (محدودیت خستگی در  $10^9$  سیکل حدود ۶۰۰ مگاپاسکال است).

در تحقیق دیگری، سربینو و همکاران (Serbino et al., 2014) رفتار خستگی فولادهای با استحکام بالا بینیتی و مارتنزیتی فوق‌تمیز Cr-Si را بررسی کردند. این پژوهش نیز تفاوت ریزساختار بینیت پایینی و آستنیت باقی‌مانده در عملیات حرارتی AT در مقابل ریزساختار مارتنزیت و آستنیت باقی‌مانده در عملیات QT را بررسی می‌کند. نتایج پژوهش آن‌ها نشان می‌دهد که در فولاد AT عمدتاً بینیت پایین‌تری با مقداری آستنیت باقی‌مانده وجود دارد، اما بدون کاربیدهای رسوبی در مرزهای دانه که در نمونه‌های QT یافت شدند. این ویژگی ریزساختاری، به‌دلیل سختی بالاتر و تفاوت در تغییرشکل‌پذیری پلاستیک بین رسوب و ماتریس، مکان‌های ترجیحی را برای شروع ترک خستگی ایجاد می‌کند. این اتفاق می‌تواند مراحل اولیه‌ی خستگی را تسریع کند یا آستانه‌ی بین مرحله‌ی خستگی I و مرحله‌ی II را در نمونه‌های QT کاهش دهد.

ابارشی و عمادالدین (Abareshi et al., 2011) تأثیر ویژگی‌های آستنیت باقی‌مانده بر رفتار خستگی و خواص کششی فولاد TWIP را بررسی کردند. هدف اصلی آن‌ها تأثیر حجم آستنیت باقی‌مانده‌ی ناشی از شکل‌گیری در دماهای مختلف AT بوده است. با کاهش دمای آستمپرینگ، کسر حجمی آستنیت باقی‌مانده افزایش و میزان کرن این فاز کاهش می‌یابد. در نتیجه، با افزایش حجم آستنیت باقی‌مانده، استحکام کششی، شکل‌پذیری و رفتار خستگی فولادهای TRIP بهبود می‌یابد (Abareshi et al., 2011).

دو دیوگو کالدرون و همکاران (de Diego-Calderón et al., 2015) تأثیر ریزساختار بر رفتار خستگی فولادهای پیشرفته با استحکام بالای تولیدشده از طریق کوئنچ و پارتیشن‌بندی و نقش آستنیت باقی‌مانده را بررسی کردند. مطابق با پژوهش آن‌ها، افزایش محتوای آستنیت باقی‌مانده حد خستگی فولادهای Q&P را بهبود می‌بخشد که به تأخیر انتشار ترک ناشی از تبدیل فاز آستنیت مارتنزیت مربوط می‌شود. همچنین، مشخص می‌شود دانه‌های آستنیت باقی‌مانده‌ی کوچک‌تر، در مقایسه با دانه‌های بزرگ‌تر، پایداری بیشتری دارند و عمر خستگی فولادهای Q&P

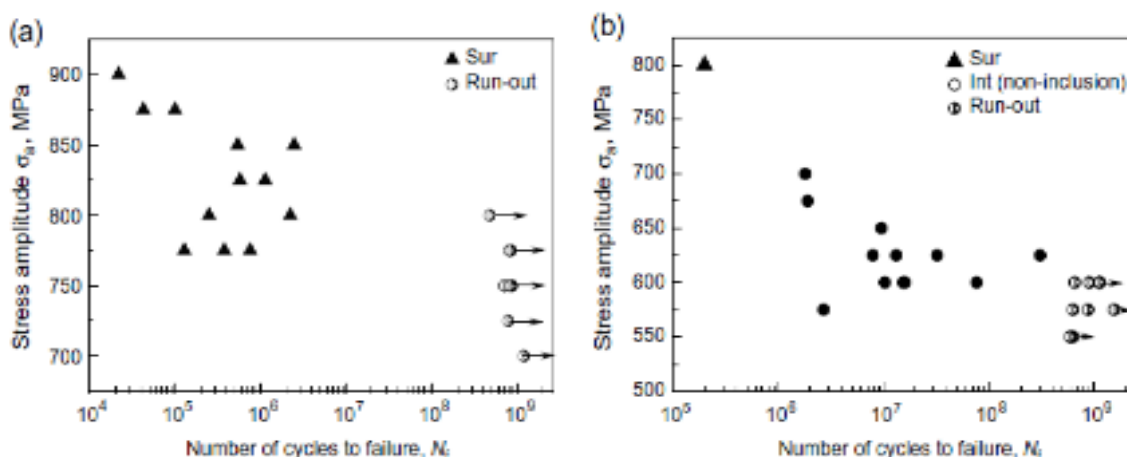
### ۲-۳- نقش آخال‌های غیرفلزی

در خصوص تأثیر آخال‌ها در ماده و تأثیرات آن‌ها در فولادها، می‌توان به تحقیقات زیر اشاره کرد (Liu et al., 2009; Liu et al., 2008; Zhang et al., 2007). جدول ۷ و ۸ به ترتیب ترکیب شیمیایی، خواص مکانیکی و حد خستگی به دست آمده را نشان می‌دهد.

• برای فولاد B/M با آستنیت باقی‌مانده فیلم‌مانند، شکست خستگی ناشی از سوختن و اکسید شدن سطح به دلیل اثر گرمایی در طول آزمایش VHCF است، درحالی‌که فولاد B/M با آستنیت باقی‌مانده‌ی بلوکی شروع ترک ناشی از ناخالصی مضر است (Gao et al., 2016).

جدول ۶. خواص مکانیکی به دست آمده از سیکل عملیات حرارتی (Gao et al., 2016)

Impact Ductility $Akv$ (J)	EL A (%)	Yield Strength $R_p$ (MPa)	Tensile Strength $R_m$ (MPa)	Samples
$80 \pm 5$	$15/2 \pm 0/5$	$1130 \pm 7$	$1410 \pm 3$	BQ200
$30 \pm 4$	$18/8 \pm 0/3$	$995 \pm 5$	$1320 \pm 10$	BQ350



شکل ۱۱. داده‌های منحنی  $S-N$  برای نمونه‌ها (Gao et al., 2016)

جدول ۷. ترکیب شیمیایی فولادهای مورد بررسی (Liu et al., 2009; Liu et al., 2008; Zhang et al., 2007)

Ni	V	Cr	Mn	Si	C	Specimen	No.
۰/۰۹	۰/۱۱	۰/۹۶	۰/۵۳	۱/۴۸	۰/۵۹	60Si2CrV-1	۱
۰/۰۹	۰/۱۱	۰/۹۶	۰/۵۳	۱/۴۸	۰/۵۹	60Si2CrV-2	۲
	۰/۱۷	۱/۰۲	۰/۵۱	۱/۵۸	۰/۵۸	60Si2CrV-3	۳
	۰/۱۲	۰/۹۹	۰/۴۷	۱/۴۴	۰/۵۸	60Si2CrV-4	۴
	۰/۱۴	۱/۱۰	۰/۶۵	۱/۵۷	۰/۵۶	60Si2CrV-5	۵
۰/۰۵	۰/۱۱	۱/۰۹	۰/۶	۱/۶۰	۰/۵۹	60Si2CrV-6	۶
۰/۰۲		۰/۷۴	۰/۶۹	۱/۵۹	۰/۵۳	SUP12	۷
			۰/۷	۱/۶	۰/۵۹	60Si2Mn-1	۸
			۰/۷	۱/۶	۰/۵۹	60Si2Mn-2	۹
		۰/۷۴	۰/۴۴	۱/۵	۰/۵۶	60Si2Cr	۱۰
		۱/۴۸	۰/۴۹	۰/۲۶	۱/۰۰	GCr15-1	۱۱
		۱/۸۵	۰/۳	۰/۴۲	۰/۹۸	GCr15-2	۱۲
		۰/۹۲	۰/۷۳	۲/۰۲	۰/۴۴	NHS1	۱۳
۱/۷۸		۰/۷۶	۰/۸۰	۰/۲۵	۰/۴۱	40CrNiMo	۱۴

	۰/۱۱	۱/۰۲	۰/۹۳	۰/۳۲	۰/۵۱	50CrV4-1	۱۵
	۰/۱۳	۱/۱۰	۰/۹۵	۰/۳۰	۰/۵۱	50CrV4-2	۱۶
	۰/۱۵	۰/۶۵	۰/۷	۱/۴۵	۰/۵۶	54SiCrV6	۱۷
		۰/۶۵	۰/۷	۱/۴۵	۰/۵۶	54SiCr6	۱۸

جدول ۸. خواص مکانیکی فولادهای مورد بررسی (Liu et al., 2009; Liu et al., 2008; Zhang et al., 2007)

Average inclusion Size	Fatigue Strength $\sigma_w$ at $10^9$ Cycle (MPa)	Hadness (HVN)	Tensile Strength (MPa)	0.2 Pct Proof Stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Specimen	No.
۳۲	۵۳۸	۵۳۸	۱۷۵۰	۱۶۴۰	60Si2CrV-1	۱
۲۹	۵۴۳	۵۴۳	۱۸۰۴	۱۶۸۱	60Si2CrV-2	۲
۳۱	۵۶۵	۵۶۵	۱۹۴۵	۱۷۶۴	60Si2CrV-3	۳
۲۰	۵۱۷	۵۱۷	۱۹۵۵	۱۷۰۰	60Si2CrV-4	۴
۱۶	۵۶۲	۵۶۲	۱۹۲۵	۱۶۴۵	60Si2CrV-5	۵
۱۸	۵۵۸	۵۵۸	۱۹۵۴	۱۵۳۳	60Si2CrV-6	۶
۱۷	۶۰۴	۶۰۴	۱۸۲۵	۱۷۲۵	SUP12	۷
۳۰	۵۱۱	۵۱۱	۱۷۳۲	۱۵۹۶	60Si2Mn-1	۸
۳۸	۶۱۱	۶۱۱	۲۱۸۳	۱۹۹۲	60Si2Mn-2	۹
۲۷	۵۱۳	۵۱۳	۱۷۵۳	۱۶۰۲	60Si2Cr	۱۰
۱۱	۷۰۳	۷۰۳	۱۷۸۵	۱۷۱۶	GCr15-1	۱۱
۲۲	۷۰۸	۷۰۸	۱۷۰۰	۱۵۷۰	GCr15-2	۱۲
۱۱	۶۰۰	۶۰۰	۲۰۲۵	۱۷۶۰	NHS1	۱۳
۷	۵۴۰	۵۴۰	۱۸۲۰	۱۵۰۰	40CrNiMo	۱۴
۳۲	۵۰۶	۵۰۶	۱۶۸۰	۱۵۸۷	50CrV4-1	۱۵
۶/۲	۵۱۹	۵۱۹	۱۷۵۰	۱۶۲۸	50CrV4-2	۱۶
۳/۵	۵۱۵	۵۱۵	۱۷۲۹	۱۵۹۴	54SiCrV6	۱۷
۱ >	۵۰۰	۵۰۰	۱۷۴۳	۱۵۷۳	54SiCr6	۱۸

شکسته شد؛ زیرا حاوی آخال بسیار ریز کوچک‌تر از اندازه‌ی بحرانی و استحکام خستگی فولاد 54SiCr6 نزدیک به حالت تئوری است (Liu et al., 2009; Liu et al., 2008; Zhang et al., 2007).

مشابه با این پژوهش و تأثیر آخال‌های غیرفلزی بر استحکام عمر خستگی می‌توان به پژوهش گویی و همکاران (2021) اشاره کرد. در این تحقیق، تفاوت اصلی وجود داشتن یا نداشتن آخال‌ها و تأثیر ریزساختار بر شروع ترک خستگی است. نتیجه‌ی کلی بدین‌نحو است که در نمونه‌هایی که آخال وجود دارد شروع ترک خستگی در این نمونه‌ها از آخال‌هایی با سایز درشت است

ضمناً در خصوص این فولادها به‌طورکلی سیکل عملیات حرارتی زیر انجام شده است:

- عملیات حرارتی آستنیت‌ه کردن فولاد در زمان - دمای مشخص؛
- سرد کردن فولاد در روغن؛
- عملیات حرارتی تمپر نهایی فولاد در دما-زمان مشخص.

از اطلاعات به‌دست‌آمده می‌توان این تحلیل را داشت که شکست تمام نمونه‌های فولادهای با استحکام بالا ناشی از ناخالصی غیرفلزی داخلی بود، به‌جز فولاد 54SiCr6 که از سطح

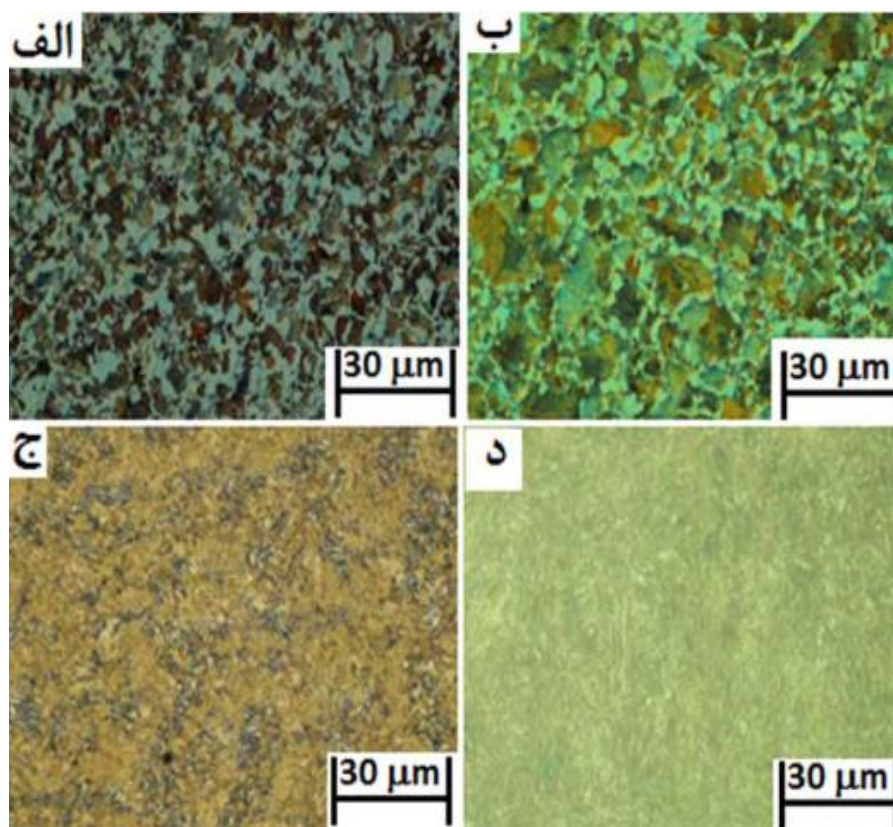
(Mashreghi et al., 2017).

بر اساس شکل ۱۲، ریزساختار فولاد ۱/۱۱۸۶ ساختار فریت-پرلیتی نسبتاً ریز دارای ۴۰ درصد فاز روشن فریت و ریزساختار فولاد ۱/۱۳۰۲ با ساختار فریت-پرلیتی درشت دارای فاز فریت حاوی ۳۰ درصد است. فولاد ۱/۷۲۱۸ شامل ۸ درصد فاز فریت، ۳۲ درصد فاز تیره بینیت و بقیه‌ی مارتنزیت تمپر شده و فولاد ۱/۷۱۷۶ کاملاً مارتنزیت تمپر شده است. آزمون خستگی انجام شده برای این فولادها در شکل ۱۳ نشان داده است.

و ریزساختار نقش چندانی ندارد. اما، در نمونه‌های عاری از آخال، ریزساختار نقش خود را ایفا می‌کند و، در نمونه‌های ریزدانه، ترک خستگی شروع خواهد شد (Gui et al., 2021). مرتضایی و همکاران (2013)، در گزارشی، اثر متقابل سختی، ناخالصی و ریزساختار بر رفتار خستگی فولاد را کاوش کردند. در این پژوهش، فولادهای آلیاژی متفاوت با سختی‌های مختلف آزمایش شد. فولادهای مورد آزمایش 1.1186, 1.1302, 1.7176, 1.7218 هستند. در جدول ۹، فرایند عملیات حرارتی و سختی فولادها گزارش شده است (Mortezaei et al., 2013).

جدول ۹. سیکل عملیات حرارتی و سختی فولادهای مورد آزمایش (Mortezaei et al., 2013; Mashreghi et al., 2017)

سختی HVN	دمای تمپر	دمای آستنیت‌ه محیط کوئنچ زمان آستنیت‌ه کردن	فولاد DIN
۱۹۵	-	نورد گرم	۱/۱۱۸۶
۲۹۷	-	۱۲۰۰-هوا	۱/۱۳۰۲
۳۹۲	۴۰۰	روغن گرم-۸۵۰-۳۰	۱/۷۲۱۸
۵۵۳	۴۲۰	روغن گرم-۸۷۰-۵۵	۱/۷۱۷۶



شکل ۱۲. تصاویر میکروسکوپی ریزساختار فولادها. الف) ۱/۱۱۸۶، ب) ۱/۱۳۰۲، ج) ۱/۷۲۱۸ و د) ۱/۷۱۷۶ (Mortezaei et al., 2013).

(Mashreghi et al., 2017)

است و اهمیت بسزایی دارد؛ زیرا هنگامی که ترک از ناحیه‌ی مرزی زمینه و ناخالصی جوانه می‌زند، با سرعت بیشتری انتشار می‌یابد (Mortezaei et al., 2013; Mashreghi et al., 2023).

دهقان و همکاران (Dehghan et al., 2015)، در پژوهش دیگری، درباره‌ی اثر ریزساختارهای مختلف بر رفتار خستگی فولاد ابزار سرد کار ۱/۲۲۱۰DIN تحقیق و پژوهش کردند. ترکیب شیمیایی فولاد مطابق با جدول ۱۰ گزارش شده است. فولاد ۱/۲۲۱۰ در این پژوهش در ابتدا ریزساختاری فریتی با توزیع کاملاً یکنواخت از کاربیدهای نامحلول در زمینه را نشان می‌دهد (شکل ۱۴). سپس ریزساختارهای زیر در نظر گرفته شده‌اند:

۱. ساختار نرماله شده (N)؛
۲. بینیت تمپر شده (TB)؛
۳. دوفازی بینیت-مارتنزیت تمپر شده (TBM)؛
۴. مارتنزیت تمپر شده (TM).

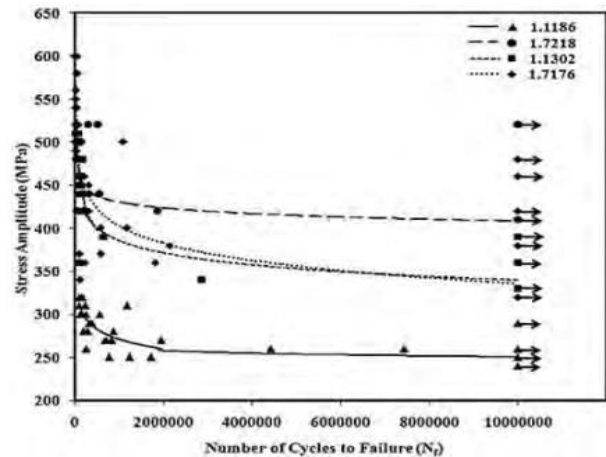
در جدول ۱۱، طرح کلی از این سیکل‌های عملیات حرارتی ارائه شده است. شایان ذکر است سختی‌ها پس از عملیات تمپر کردن تقریباً یکسان به دست آمده‌اند. شکل ۱۵ نیز درصد فازهای تشکیل شده در این ریزساختار مطرح شده را نشان می‌دهد.

جدول ۱۰. ترکیب شیمیایی فولاد مورد نظر (Dehghan et al., 2015)

ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)								
Fe	V	Ni	Cr	S	P	Mn	Si	C
Bal.	۰/۱۰	۰/۱۳	۰/۵۹	۰/۰۲۲	۰/۱۵	۰/۳۷	۰/۲۸	۱/۲۳

جدول ۱۱. سیکل‌های عملیات حرارتی به همراه سختی میانگین (Dehghan et al., 2015)

میانگین سختی (HRC)		سیکل عملیات حرارتی	فولاد
بعد از تمپر	قبل از تمپر		
---	۳۱/۶	۸۲۰°C ← ۱h هوا	N
۳۱/۸	۴۱	۸۲۰°C ← ۱h ← N ← ۳۵۰°C ← ۳۰min ← Oil ← ۶۰۰°C ← ۱h ← هوا	TB
۳۲/۵	۵۲/۵	۸۲۰°C ← ۱h ← N ← ۳۵۰°C ← ۳۰min ← Oil ← ۶۰۰°C ← ۱h ← هوا	TBM
۳۲/۳	۶۴	۸۲۰°C ← ۱h ← N ← Oil (۷۰°C) ← ۱h ← ۶۰۰°C ← ۱h ← هوا	TM



شکل ۱۳. نمودار S - N فولادهای مورد مطالعه (Mortezaei et al., 2013; Mashreghi et al., 2017)

بر اساس نتایج به دست آمده در این تحقیق، حد خستگی به ترتیب ۲۴۰، ۳۳۰، ۴۱۰ و ۳۲۰ MPa برای فولادهای ۱/۱۱۸۶، ۱/۱۳۰۲، ۱/۷۲۱۸ و ۱/۷۱۷۶ است. با اینکه فولاد ۱/۷۱۷۶ بالاترین سختی در بین فولادهای مورد آزمایش را دارد، حد خستگی کمتری ارائه داده است. با افزایش سختی تا ۴۰۰ HVN، حد خستگی افزایش می‌یابد و، هنگامی که سختی از ۴۰۰ HVN بیشتر می‌شود، حد خستگی افت خواهد کرد که دلیل آن این است که ترک راحت‌تر انتشار می‌یابد. البته، وجود ناخالصی غیرفلزی در نمونه‌هایی که سختی بالاتری دارند بسیار مشهودتر

- وجود دوقلوبی‌های مکانیکی در ساختار مارتنزیت.

جدول ۱۲. اطلاعات کلی از مجموعه خواص مکانیکی (Dehghan

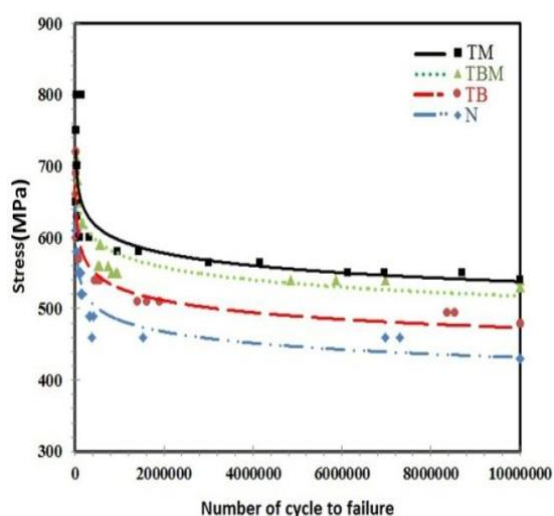
(et al., 2015)

نمونه	استحکام تسلیم MPa	استحکام کششی MPa	افزایش طول (%)	کاهش سطح مقطع (%)	حد خستگی MPa
N	۶۹۰	۱۰۲۵	۲۱/۲	۲۱/۴	۹۵۸/۲
TB	۷۶۰	۱۰۳۰	۱۹/۶	۱۸/۷	۱۰۲۷/۵
TBM	۸۳۸	۱۰۳۸	۱۷/۱	۱۶/۸	۱۰۹۴/۳
TM	۸۶۰	۱۰۲۸	۱۵	۱۶/۲	۱۱۰۱/۱



شکل ۱۴. ریزساختار اولیه فولاد، زمینه فریت با توزیع کاربرد

(Dehghan et al., 2015)



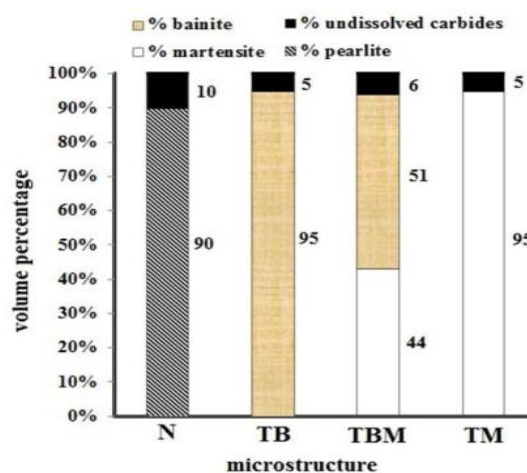
شکل ۱۶. منحنی  $S-N$  برای هر چهار ریزساختار مختلف

(Dehghan et al., 2015)

از سوی دیگر، با افزایش یافتن کسر حجمی مارتنزیت در ساختار، حد خستگی فولاد نیز افزایشی خواهد بود. زیرا:

- کاهش یافتن نرخ رشد خستگی
- افزایش یافتن شدت تنش آستانه با افزایش استحکام تسلیم در نمونه

حتی بررسی‌های شکست‌نگاری نشان می‌دهد، هنگامی که کسر حجمی مارتنزیت در ساختار کاهش می‌یابد، اندازه‌ی متوسط دیمپل‌ها افزایش خواهد یافت. همچنین، مکانیک شکست از نرم به ترد تبدیل می‌شود (شکل ۱۷). در حالت کلی، می‌توان این موضوع را برداشت کرد که تأثیر ریزساختار نمونه، حتی با وجود سختی و استحکام کششی یکسان، در این حالت بسیار مشهودتر و حائز اهمیت‌تر است (Dehghan et al., 2015).

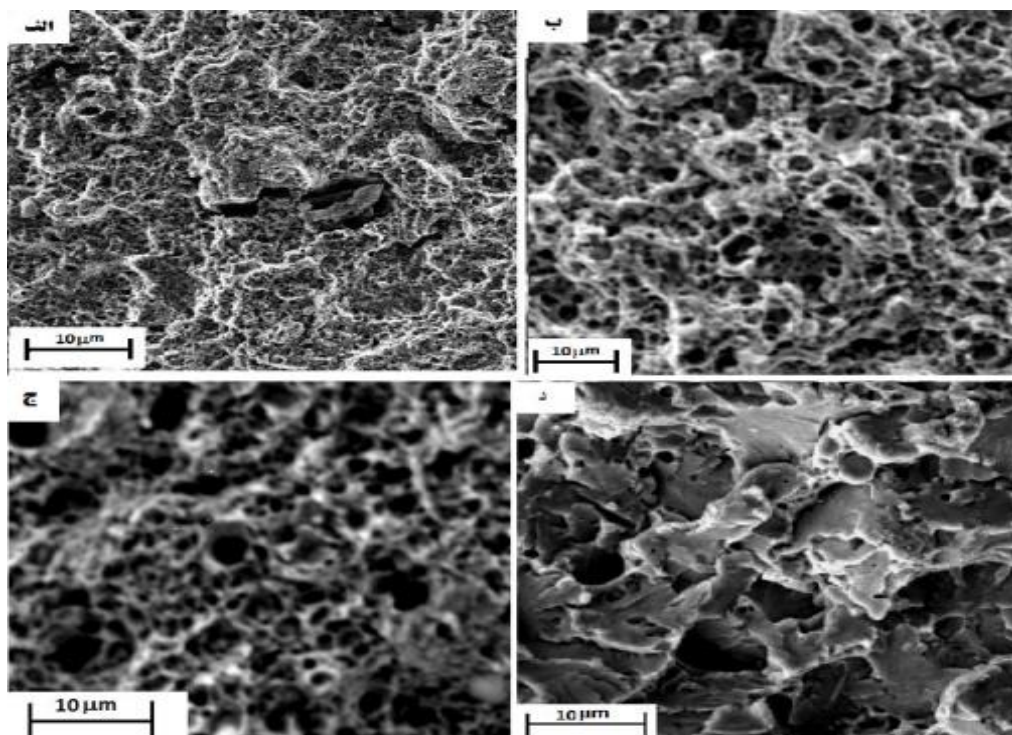


شکل ۱۵. کسر حجمی فازهای مختلف در هر ریزساختار

(Dehghan et al., 2015)

در جدول ۱۲، خواص مکانیکی در این چهار حالت ریزساختاری گزارش شده است. شماتیک کلی آزمون خستگی نیز مطابق با شکل ۱۶ است. با توجه به نتایج به‌دست‌آمده از خواص مکانیکی، سختی نمونه‌ها تقریباً یکسان است. بنابراین، استحکام کششی آن‌ها نیز تقریباً یکسان خواهد بود. سختی نمونه‌ها یکسان، ولیکن استحکام کششی و انعطاف‌پذیری متفاوت و اختلاف زیاد است. از طرف دیگر، با افزایش یافتن کسر حجمی مارتنزیت، استحکام تسلیم نمونه افزایش می‌یابد (انعطاف‌پذیری برعکس کاهش می‌یابد). دلایل این موضوع و اختلاف به‌صورت زیر بیان می‌شوند:

- افزایش کسر حجمی فاز سخت در ساختار همانند فاز مارتنزیت؛
- افزایش یافتن چگالی نابجایی‌ها در مرزهای بین فلزی؛



شکل ۱۷. تصویر SEM از مقطع شکست نمونه‌ها بر حسب ریزساختارهای مختلف: الف) ریزساختار TM، ب) ریزساختار TBM، ج) ریزساختار TB و د) ریزساختار N (Dehghan et al., 2015)

### ۳-۳- تأثیر ریزدانه‌ی دانه‌ی آستنیت

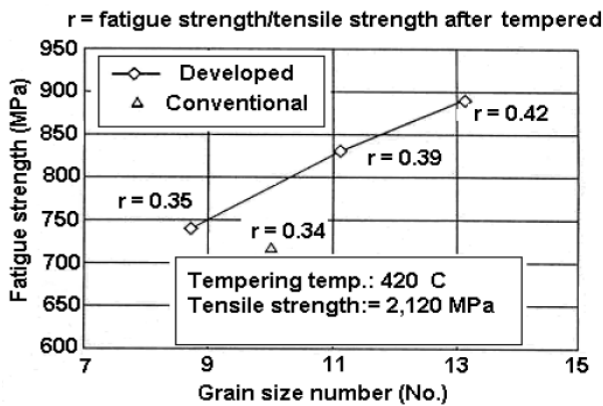
پانچولین و همکاران (Pachurin et al., 2021) تأثیر اندازه‌ی دانه بر عمر چرخه‌ی فولاد فتر 50CrMnV را بررسی کردند. مطابق با پژوهش آن‌ها، تعداد محصولات در قالب فرآورده‌های آهنگری و ورق‌ها از ریزساختارهای مختلفی تشکیل شده است که با اندازه‌ی دانه، ساختار و تنش‌های پسماند در سطوح مختلف مشخص می‌شود. نکته‌ی اصلی در شکست خستگی، ویژگی‌های متوسط مقاومت به کرنش نیست، بلکه اندازه‌گیری‌ها در مکان‌ها و عناصر خاص محصولات، در درجه‌ی اول، مسئولیت عمر مفید آن‌ها را بر عهده دارند. عواملی که بر شرایط ساختاری مواد تأثیر می‌گذارند شامل اندازه‌ی دانه، نوع ریزساختار، نوع سبکل عملیات حرارتی و تنش‌های پسماند در سطوح میکرو و پایه‌ی آن‌ها است. درعین حال، بسیاری از محققان خاطر نشان می‌کنند که مهم‌ترین پارامتر ساختاری مواد فلزی پلی‌کریستالی، که بر منشأ و انتشار ترک‌ها تأثیر می‌گذارد، اندازه‌ی دانه است؛ زیرا خطوط پیوند دانه‌ها می‌توانند موانع مؤثری برای فرایندهای لغزشی باشند. در مواد فلزی با مقاومت بالا، عامل ساختاری تعیین‌کننده ممکن است اندازه‌ی دانه‌های فرعی یا یکی از اجزای ساختار باشد. اغلب، با کاهش اندازه‌ی دانه، استحکام خستگی نمونه‌ها افزایش می‌یابد. اندازه‌ی دانه

نشان‌دهنده‌ی پارامتر ساختاری است که به راحتی قابل تشخیص است و می‌تواند رابطه‌ی تحلیلی بین ساختار و خواص برقرار کند. تغییر شکل پلاستیک در حالت سرد یا گرم بر ساختار فلز در تمام سطوح آن تأثیر می‌گذارد و می‌تواند هم‌زمان با تشکیل گرما ترکیب شود. این تغییرات به شرح زیر است:

- در سطح ریزساختار، تغییرات در چگالی و ساختار عیوب در شبکه‌ی کریستالی؛
- در سطح میکرو، تغییرات در اندازه‌ی دانه، ریخت‌شناسی و مقدار تنش‌های پسماند؛
- در سطح ماکرو، باعث ایجاد تنش‌های ماکرو پسماند به دلیل تغییر شکل ناهموار در اندازه‌گیری و بافت قطعه کار خواهد شد.

میکروگرافی فولاد فتر 50CrMnV، به منظور تعیین اندازه‌ی دانه برای نمونه‌هایی با درجات مختلف اعوجاج ناشی از فرایند (درجه‌ی کاهش)، بررسی شد. برای این منظور، نمونه‌های مسطح با ماشین‌کاری تخلیه‌ی الکتریکی از نورد به گوه‌ها و فلزات عملیات حرارتی شده برش داده شدند. اندازه‌ی دانه با توجه به طول ورق نورد شده تعیین شد. ریزساختار در تمام طول ورق، از سوربیت و فریت تشکیل شده است (شکل ۱۸) (Pachurin et al., 2021).

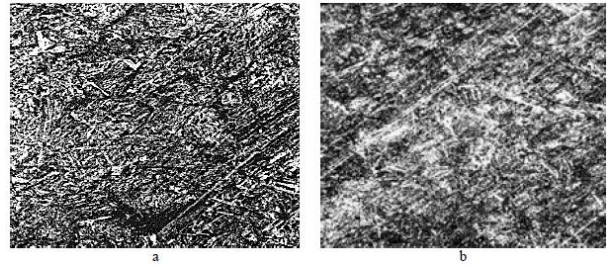
می‌کنند، جز در دماهای بالا، جایی که فعل‌وانفعال خزش/خستگی وجود دارد (Stephens et al., 2000). از طرفی، عمر خستگی با افزایش تعداد دانه‌ها کاهش می‌یابد، که این امر احتمالاً منعکس‌کننده‌ی این واقعیت است که با افزایش تعداد دانه‌ها، احتمال بیشتری برای یافتن یک دانه‌ی بزرگ وجود دارد (جایی که فرض می‌شود، ترک شروع می‌شود) (Andersson et al., 2005).



شکل ۲۰. همبستگی بین اندازه‌ی دانه و حد خستگی یک فولاد فنی (Canale et al., 2007)

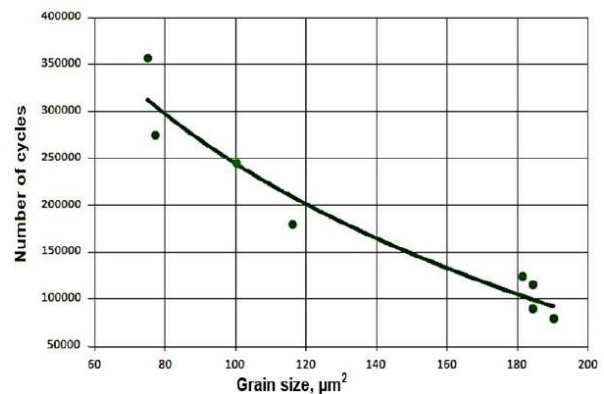
### ۳-۳- تأثیر کیفیت سطحی

ساچمه‌زنی، همان‌طور که به تولید فنی مربوط می‌شود، فرایندی کنترل‌شده برای انفجار تعداد زیادی از ذرات کروی سخت‌شده یا تقریباً کروی (ساچمه) بر روی سطح نرم‌تر فنی فولادی است. هر برخورد ضربه‌ای یک فرورفتگی کوچک در سطح قطعه ایجاد می‌کند و در نتیجه باعث ایجاد تنش‌های پسماند فشاری خواهد شد. این فرایند برای بهبود مقاومت فنی در برابر شکستگی ناشی از خستگی یا ترک‌خوردگی ناشی (ناشی از تردی هیدروژنی) انجام می‌شود (Canale et al., 2007). در مطالعه‌ی بسیار اولیه، لسلز و موری (Lessells & Murray, 1941)، نشان دادند که ساچمه‌زنی، با ذرات سخت، استحکام خستگی فولاد را با افزایش تنش‌های فشاری سطحی جزء افزایش می‌دهد. تکلی و همکاران (Tekeli et al., 2002) استفاده از ساچمه‌زنی را برای افزایش عمر خستگی فولاد AISI 9245 مطالعه کرده است. نتایج مطالعه‌ی او نشان داده است که این روش عمر خستگی این فولاد را حدود ۳۰ درصد افزایش می‌دهد. خرابی خستگی با عیوب سطحی از سیم باز نشده سرچشمه می‌گیرد. برای سیم‌های ساچمه‌زنی‌شده شکست



شکل ۱۸. ریزساختار فولاد مورد مطالعه: (a) منطقه‌ی مرکزی و (b) کاهش سطح مقطع با درجه‌ی کاهش ۴۰ درصد (Pachurin et al., 2021)

در شکل ۱۹، نتایج آزمون خستگی با اندازه‌ی دانه‌ی نمونه‌ها مقایسه شده است.



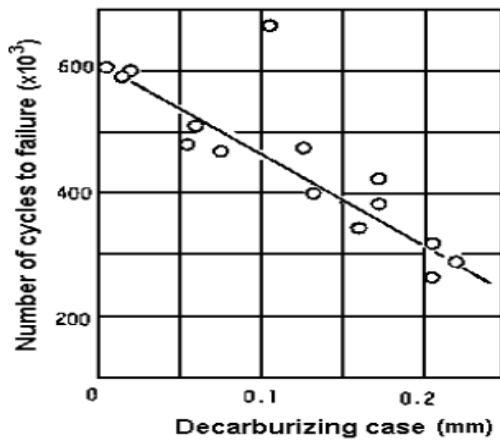
شکل ۱۹. وابستگی تعداد چرخه‌ها به شکست فولاد 50CrMnV به اندازه‌ی دانه (Pachurin et al., 2021)

با توجه به پردازش ریاضی داده‌های تجربی، معادله‌ی ۱۹، وابستگی تعداد چرخه‌ها به شکست (عمر چرخه) به اندازه‌ی دانه‌ی فولاد 50CrMnV به دست می‌آید:

$$Y = -237125.08 \ln(x) + 1336448.22 \quad (19) \\ \& R_2 = 0.93$$

در این رابطه،  $Y$  تعداد چرخه‌های شکست،  $x$  اندازه‌ی دانه، بر حسب میکرومتر و  $R$  ضریب همبستگی است. طبق شکل ۱۹ و رابطه‌ی (۸)، وقتی اندازه‌ی دانه‌ها کوچک‌تر باشد، عمر چرخه بیشتر می‌شود (Pachurin et al., 2021).

اطلاعات به دست آمده در این تحقیق را می‌توان با معادله‌ی (۲)، رابطه‌ی Petch-Hall، نیز توجیه کرد (Hertzberg et al., 2020). هر چقدر اندازه‌ی دانه کوچک‌تر می‌شود (در دمای محیط)، استحکام نیز افزایش می‌یابد که در نتیجه مقاومت در برابر خستگی نیز افزایش خواهد یافت (شکل ۲۰) (Hertzberg et al., 2020; Stephens et al., 2000). دانه‌های ریز معمولاً مقاومت خستگی  $S-N$  بهتری از دانه‌های درشت ایجاد



شکل ۲۱. هم‌بستگی بین عمق کل کربن‌زدایی و عمر خستگی (Canale et al., 2007).

در پژوهش دیگر، صابری فر و همکاران (Saberifar et al., 2012a) برهم‌کنش بین اجزای غیرفلزی و زبری سطح در شکست خستگی و تأثیر آن‌ها بر استحکام خستگی را بررسی کردند. آن‌ها در این تحقیق از دو نوع فولاد 30MnVS6، با ترکیب شیمیایی گزارش شده در جدول ۱۳، استفاده کردند. تفاوت اصلی این دو نوع فولاد A و B در سایز آخال است. علاوه بر این، میانگین اندازه‌های آخال‌های غیرفلزی و خواص مکانیکی مواد آزمایشی پس از عملیات حرارتی (آستنیته کردن در  $1473K$  به مدت ۳۰ دقیقه و سپس خنک کردن در هوا) در جدول ۱۴ ارائه شده است.

در این پژوهش، چهار حالت زیر در نظر گرفته شده است. نمونه‌های پولیش شده با کاغذ سمباده‌ی ۲۰۰۰ صیقل داده شده‌اند (در این حالت  $R_a = 0.1 \mu m$ ). از طرف دیگر، برای ایجاد نقش زبری، فولادها با همان حالت ماشین‌کاری اولیه آزموده شدند (در این حالت  $R_a = 1.6 \mu m$ ). فولادها به ترتیب زیر کدگذاری شده‌اند.

نمونه‌ی A - P: فولاد تمیز و پولیش شده

نمونه‌ی B - P: فولاد کثیف و پولیش شده

نمونه‌ی A - R: فولاد تمیز و زبر

نمونه‌ی B - R: فولاد کثیف و زبر

دیاگرام S - N این چهار حالت مختلف فولاد به شکل ۲۲ ارائه شده است.

خستگی از زیرسطح سرچشمه می‌گیرد. هنگامی که این اتفاق می‌افتد، می‌توان با افزایش عمق تنش‌های فشاری، با تنظیم پارامترهای ساچمه‌زنی، استحکام خستگی را افزایش داد. نشان داده شده است که اندازه‌گیری تنش‌های پسماند فشاری، برای تخمین بهبود عمر خستگی ضروری نیست، زیرا می‌توان عمر خستگی را با یک عامل میرایی مرتبط کرد. تعیین ضریب میرایی تنها چند دقیقه، در مقابل چند ساعت زمان تجزیه و تحلیل پرتو ایکس، طول خواهد کشید. ضریب میرایی ( $\xi$ ) را می‌توان از کاهش لگاریتمی ( $\delta$ ) محاسبه کرد:

$$\delta = \frac{1}{N \ln X_1} / X_N \quad (20)$$

$$\delta = 2\pi\xi / (1 - \xi^2)^{\frac{1}{2}} \quad (21)$$

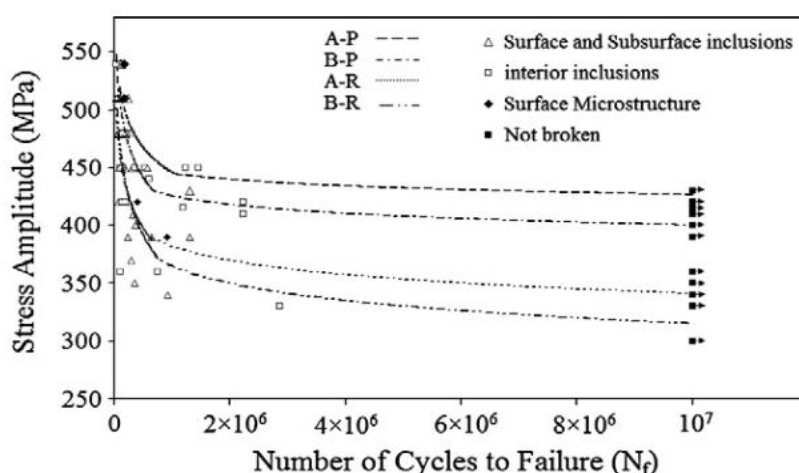
در رابطه‌های ۲۰ و ۲۱،  $N$  تعداد سیکل،  $X_1$  دامنه‌ی ارتعاش برای سیکل اول و  $X_N$  دامنه‌ی ارتعاش پس از چرخه‌ی  $N$ ام (Canale et al., 2007). کربن‌زدایی یکی از دلایل رایج مشکلات عمر خستگی فولادهای فنی است. ساتو و همکاران (Sato et al., 1981) گزارش کرده‌اند که ساچمه‌زنی می‌تواند استحکام خستگی فولاد SUP6 (0.55-0.65% C, 1.5-1.8% Si, 0.7-1.0% Mn) را به طور قابل ملاحظه‌ای بهبود بخشد. همان‌طور که شکل ۲۱ نشان می‌دهد، اگرچه ساچمه‌زنی بهبود قابل توجهی در طول عمر خستگی ایجاد می‌کند، حد بهبود عمر خستگی برای این فولاد و شرایط لایه‌برداری ساچمه خوردن زمانی است که عمق کل کربن‌زدایی کمتر از ۰/۱۵ میلی‌متر برای این فولاد باشد. تودینوف و همکاران (Todinove et al., 2000)، همچنین تأثیر ساچمه‌زنی بر سیم فنی کوئچ و تمپر شده (60Si2) را که دارای یک لایه‌ی سطحی کربن‌زدایی بود مطالعه کرد. جالب توجه است که او دریافت فولاد کوئچ شده با روغن دارای تنش‌های سطحی کششی است، درحالی‌که آب تنش‌های سطحی فشاری را نشان می‌دهد و تنش‌های پسماند پس از تمپر کردن از بین نمی‌روند. مهم‌تر از آن، اگر فرایند ساچمه‌زنی به درستی انجام نشود، تنش‌های فشاری کوچک یا حتی تنش‌های کششی در سطح به کاهش چشمگیر عمر خستگی فنی منجر می‌شود.

جدول ۱۳. ترکیب شیمیایی فولاد 30MnVS6 (Saberifar et al., 2012a)

فولاد	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Ni	S	P
A	۰/۳۱	۱/۵۲	۰/۵۴	۰/۲۱	۰/۰۱	۰/۱۰	۰/۰۳	۰/۰۶	۰/۰۰۵
B	۰/۳۱	۱/۵۸	۰/۵۳	۰/۲۳	۰/۰۱	۰/۱۱	۰/۰۴	۰/۰۶	۰/۰۰۴

جدول ۱۴. ترکیب شیمیایی فولاد 30MnVS6 (Saberifar et al., 2012a)

فولاد	تنش تسلیم MPa	تنش کششی MPa	سختی HVN	متوسط اندازه آخال $\mu\text{m}$
A	۶۰۱	۸۵۶	۲۹۷	۱۹
B	۶۱۲	۸۶۷	۳۱۰	۳۵

شکل ۲۲. نمودار  $S - N$  برای چهار حالت مختلف فولاد مورد آزمایش (Saberifar et al., 2012b)

استحکام بالا، دارای چقرمگی خوب نیز هستند. لذا، عمر خستگی در این ساختارها بیشتر است.

۲. آخال‌های غیرفلزی تأثیر مخربی بر عمر خستگی قطعات دارند. هر چه اندازه‌ی آخال‌ها بزرگ‌تر باشد، اثر تخریبی آن‌ها نیز بیشتر خواهد بود. با توجه به اینکه ساختار فولاد نیز دارای استحکام است، آخال‌ها، در صورتی که از یک اندازه‌ی بحرانی کمتر باشند، اثر تخریبی نخواهند داشت.

۳. اندازه‌ی دانه‌ها هر چقدر کوچک‌تر باشد، عمر خستگی فولادها نیز افزایش می‌یابد.

۴. افزایش یافتن کیفیت سطحی قطعات، شامل کاهش زبری سطح و کاهش عمق دگرپوره شدن فولاد در فرایند نورد، موجب افزایش عمر خستگی می‌شود.

### سپاسگزاری

این پژوهش با پشتیبانی قرارداد حمایت از پارسا، به شماره‌ی

نمونه‌های صیقل‌داده‌شده محدودیت خستگی بالاتری از نمونه‌های زیر دارند. علاوه بر این، صرف‌نظر از شرایط سطح فولاد، فولاد A، در مقایسه با فولاد B، حد خستگی بالاتری را نشان می‌دهد (Saberifar et al., 2012b).

### ۴- بحث و نتیجه‌گیری

هدف این مقاله مروری بر منابع و مطالب مربوط به پژوهش‌های جدید انجام‌شده درباره‌ی افزایش عمر خستگی در فولادهای فنی است. با توجه به مطالب مروری می‌توان اهم مطالب را به شکل زیر بیان کرد:

۱. سیکل‌های عملیات حرارتی پیشرفته و جدید همانند کوئنچ و پارتیشن‌بندی (Q&P)، به دلیل آنکه ریزساختار از میکروفازهای مختلف با درصد حجمی متفاوت نظیر بینیت، مارتنزیت و آستنیت باقی‌مانده شکل می‌گیرد، در مقایسه با روش‌های تولید قدیمی تر نظیر کوئنچ و تمپر (QT)، در عین داشتن سختی و

13. Guthrie, R. I. L., Jonas, J. J., & ASM, M. H. V. (1990). Properties and selection: Irons, steels and high performance alloys. ASM International: Materials Park, OH, USA. ISBN: 978-0-87170-377-4. [https://www.asminternational.org/asm-handbook-volume-1-properties-and-selection-irons-steels-and-high-performance-alloys/results-/journal\\_content/56/06181G/PUBLICATION/?srsltid=AfmBOopa9nYUqZikjCYSUwzcbPtfwTYyibDxpT1uxoCg-R\\_1A4SSk0a](https://www.asminternational.org/asm-handbook-volume-1-properties-and-selection-irons-steels-and-high-performance-alloys/results-/journal_content/56/06181G/PUBLICATION/?srsltid=AfmBOopa9nYUqZikjCYSUwzcbPtfwTYyibDxpT1uxoCg-R_1A4SSk0a)
14. Hertzberg, R. W., Vinci, R. P., & Hertzberg, J. L. (2020). *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. John Wiley & Sons. ISBN: 978-1-119-67049-0. <https://www.wiley.com/en-us/Deformation+and+Fracture+Mechanics+of+Engineering+Materials%2C+6th+Edition-p-00060026>
15. Huang, S., Li, L., Peng, Z., Xing, X., Gao, J., & Wang, B. (2021, October). Effect of tempering time on microstructure and properties of 65Si2CrV spring steel. In *Journal of Physics: Conference Series* (Vol. 2044, No. 1, p. 012098). IOP Publishing. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2044/1/012098>
16. Khajesarvi, A., Ghasemi Banadkouki, S. S., Somani, M. C., Kömi, J., & Sajjadi, S. A. (2024). Investigation of Micromechanical Properties of Martensite and Ferrite Microphases in a 35CHGSA Medium-Si Low-Alloy Steel. *Steel research international*, 95(3), 2300624. <https://doi.org/10.1002/srin.202300624>
17. Kolahi, A. (2024). Simulation of developed texture during warm rolling of IF steel. *Journal of Advanced Materials and Technologies*, 13(1). [In Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2024.409176.1285>
18. Lessells, J. M., & Murray, W. M. (1941). Effect of shot blasting on strength of metals—Part III. Heat Treating and Forging, 557-558. <https://www.shotpeener.com/library/pdf/1941007.pdf>
19. Li, Y., Wang, E., Zhang, L., Zhao, X., Gao, R., & Zhu, W. (2024). Ultra-high strength and high ductility 60Si2CrVNB spring steel with multiphase microstructure controlled by austempering. *Journal of Materials Research and Technology*, 30, 5855-5868. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.05.018>
20. Liu, Y. B., Yang, Z. G., Li, Y. D., Chen, S. M., Li, S. X., Hui, W. J., & Weng, Y. Q. (2008). On the formation of GBF of high-strength steels in the very high cycle fatigue regime. *Materials science and engineering: A*, 497(1-2), 408-415. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.08.011>
21. Liu, Y. B., Yang, Z. G., Li, Y. D., Chen, S. M., Li, S. X., Hui, W. J., & Weng, Y. Q. (2009). Dependence of fatigue strength on inclusion size for high-strength steels in very high cycle fatigue regime. *Materials Science and Engineering: A*, 517(1-2), 180-184. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.03.057>
22. Maleki, A., Ghasemi, S. S., & Mashreghi, A. R. (2024). Optimization of temperature and time parameters for austenitizing heat treatment of Q&P 54SiCr6 steel. Iran Steel Symposium Conference 2024. pp. 245-252, Kish. Iran. [In Persian], <https://www.steelsymposium.ir/403>.
23. Mashreghi, A. R., Ghafari, V., & Seifoddini, A. (2023). Investigating of the effect of hardness, size and position of inclusions on the fatigue strength of the steel AISI 304. *International Journal of Iron & Steel Society of Iran*, 20(1), 73-81. <https://doi.org/10.22034/IJISSI.2024.2019093.1276>
24. Mashreghi, S. M. A. (2017). The Effect of Interaction Between Hardness, Inclusion and Microstructures on the Fatigue Behavior of Steel. *Journal of Metallurgical and Materials Engineering*, 28(1). [In Persian]. <https://doi.org/10.22067/MA.V28I1.32874>

۴۸۵۶۵۸۰۶ بین دانشگاه یزد و شرکت فولاد مبارکه‌ی اصفهان

انجام شده است.

## مراجع

1. Abareshi, M., & Emadoddin, E. (2011). Effect of retained austenite characteristics on fatigue behavior and tensile properties of transformation induced plasticity steel. *Materials & Design*, 32(10), 5099-5105. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.018>
2. Abdolalipouradl, M., Mohammadkhani, F., Khalilarya, S., & Jafarmadar, S. (2020). Thermodynamic analysis of new cogeneration cycle based on gaynarje hot spring. *International Journal of Engineering*, 33(6), 1149-1155. <https://doi.org/10.5829/IJE.2020.33.06C.13>
3. Abedini, A., Rastegari, H., & Emam, S. (2023). Mechanical properties and work hardening behaviour of spring steel after the quenching-partitioning process. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 1-14. <https://doi.org/10.1080/00084433.2023.2291288>
4. Andersson, J. (2005). The influence of grain size variation on metal fatigue. *International Journal of Fatigue*, 27(8), 847-852. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2004.11.007>
5. Bajaj, P., Hariharan, A., Kini, A., Kürnsteiner, P., Raabe, D., & Jäggle, E. A. (2020). Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering: A*, 772, 138633. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633>
6. Burgul, S. (2014). Literature Review on Design, Analysis and fatigue life of a mechanical spring. *International Journal of Research In Aeronautical and Mechanical Engineering*, 2, 76-83. <http://dx.doi.org/10.5958/2455-7110.2016.00002.1>
7. Canale, L. C., Penha, R. N., Totten, G. E., Canale, A. C., & Gasparini, M. R. (2007). Overview of factors contributing to steel spring performance and failure. *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, 2(3-4), 262-309. <https://doi.org/10.1504/IJMMP.2007.015310>
8. de Diego-Calderón, I., Rodríguez-Calvillo, P., Lara, A., Molina-Aldareguia, J. M., Petrov, R. H., De Knijf, D., & Sabirov, I. (2015). Effect of microstructure on fatigue behavior of advanced high strength steels produced by quenching and partitioning and the role of retained austenite. *Materials Science and Engineering: A*, 641, 215-224. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.034>
9. Dehghan, T. M., & Mashreghi, A. (2015). The Effect Of Different Microstructures On The Fatigue Behavior Of Din 1.2210 Cold Work Tool Steel. [In Persian]. <https://civilica.com/doc/1908502>
10. Dieter, G. E., & Bacon, D. (1976). *Mechanical metallurgy* (Vol. 3, pp. 43-53). New York: McGraw-hill. ISBN-10: 0071004068. [https://stu.westga.edu/~bthibau1/MEDT%207477-Cooper/Calibre%20Library/Dieter\\_%20George%20Ellwood/Mechanical%20metallurgy%20\(13\)/Mechanical%20metallurgy%20-%20Dieter\\_%20George%20Ellwood.pdf](https://stu.westga.edu/~bthibau1/MEDT%207477-Cooper/Calibre%20Library/Dieter_%20George%20Ellwood/Mechanical%20metallurgy%20(13)/Mechanical%20metallurgy%20-%20Dieter_%20George%20Ellwood.pdf)
11. Gao, G., Zhang, B., Cheng, C., Zhao, P., Zhang, H., & Bai, B. (2016). Very high cycle fatigue behaviors of bainite/martensite multiphase steel treated by quenching-partitioning-tempering process. *International Journal of Fatigue*, 92, 203-210. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.06.025>
12. Gui, X., Gao, G., An, B., Misra, R. D. K., & Bai, B. (2021). Relationship between non-inclusion induced crack initiation and microstructure on fatigue behavior of bainite/martensite steel in high cycle fatigue/very high cycle regime. *Materials Science and Engineering: A*, 803, 140692. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140692>

25. Masoumi, M., Ariza, E. A., Centeno, D., Tressia, G., Márquez-Rossy, A., Poplawsky, J. D., & Tschiptschin, A. P. (2024). Achieving superior mechanical properties: Tailoring multicomponent microstructure in AISI 9254 spring steel through a two-stage Q&P process and nanoscale carbide integration. *Materials Characterization*, 207, 113523. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113523>
26. Mohammadzadeh, H., & Jafari, R. (2024). Corrosion Studies on the Hydroxyapatite-Gelatin-Mono Layered Graphene Oxide Nanocomposite Coating on SS316L. *Advanced Ceramics Progress*, 10(2), 23-31. <https://doi.org/10.30501/ACP.2024.466016.1154>
27. Motte, R., & De Waele, W. (2024). An Overview of Estimations for the High-Cycle Fatigue Strength of Conventionally Manufactured Steels Based on Other Mechanical Properties. *Metals*, 14(1), 85. <https://doi.org/10.3390/met14010085>
28. Murakami, Y. (2019). Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions. Academic Press. <https://shop.elsevier.com/books/metal-fatigue-effects-of-small-defects-and-nonmetallic-inclusions/murakami/978-0-12-813876-2>
29. Njoku, R. E., Ocheri, C., Okuu, J. C., & Nnamchi, P. S. (2019). Empirical relationship between hardness and tensile strength for medium carbon steel quenched in different media. *Journal of Material Science & Engineering*, 8, 547. <https://www.hilarispublisher.com/open-access/empirical-relationship-between-hardness-and-tensile-strength-for-medium-carbon-steel-quenched-in-different-media.pdf>
30. Pachurin, V. G., Galkin, V. V., Filippov, A. A., Pachurin, G. V., Mukhina, M. V., & Smirnova, Z. V. (2021, March). The effect of the grain size on the cycle life of spring steel 50 CrMnV. In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering (Vol. 1111, No. 1, p. 012041). IOP Publishing. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1111/1/012041>
31. Panahi, N., Afshar, M. R., & Adelkhani, H. (2021). The Effect of 304 Stainless Steel Substrate Surface Preparation Method on Coating Process of Polypyrrole/Polyaniline Conductive Polymers and Corrosion Resistance Improvement. *Journal of Advanced Materials and Tech.*, 10(2), 33-44. [In Persian]. <https://doi.org/10.30501/jamt.2021.244156.1117>
32. Park, S. H., & Lee, C. S. (2017). Relationship between mechanical properties and high-cycle fatigue strength of medium-carbon steels. *Materials Science and Engineering: A*, 690, 185-194. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.080>
33. Procházka, R., Stehlík, A., Kotous, J., Salvetr, P., Bucki, T., Stránský, O., & Zulić, S. (2023). Fatigue properties of spring steels after advanced processing. *Materials*, 16(9), 3327. <https://doi.org/10.3390/ma16093327>
34. Mortezaei, S., Mashreghi, A. R., Maleksabet, M., Noraste, M., & Jafarzade, M. R. (1392). Relationship Between Inclusion Size Hardness & Fatigue Limit in Alloy Steels. The Second International and the Seventh Joint Conference of Iranian Metallurgical Engineering and Iranian Foundryman Scientific Societies. <https://civilica.com/doc/224103>. [In Persian]. <https://doi.org/10.22067/MA.V28I1.32874>
35. Saberifar, S., & Mashreghi, A. R. (2012a). A novel method for the prediction of critical inclusion size leading to fatigue failure. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 43, 603-608. <https://doi.org/10.1007/s11663-012-9640-8>
36. Saberifar, S., Mashreghi, A. R., Mosalaeepur, M., & Ghasemi, S. S. (2012b). The interaction between non-metallic inclusions and surface roughness in fatigue failure and their influence on fatigue strength. *Materials & Design*, 35, 720-724. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.10.028>
37. Sato, S., Inoue, K., & Ohno, A. (1981). The effect of shot peening to decarburized spring steel plate. In First International Conference on Shot Peening (pp. 303-312). <http://www.shotpeener.com/library/pdf/1981071.pdf>
38. Schijve, J. (2003). Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. *International Journal of Fatigue*, 25(8), 679-702. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(03\)00051-3](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(03)00051-3)
39. Serbino, E. M., & Tschiptschin, A. P. (2014). Fatigue behavior of bainitic and martensitic super clean Cr-Si high strength steels. *International journal of fatigue*, 61, 87-92. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.12.007>
40. Shafagati, M., Babapoor, A. & Bamdezh, M. A. (2024). Enhancing Car Battery Energy Efficiency with Phase Change Material Nanocomposites: A Concise Review. *Journal of Renewable Energy and Environment (JREE)*, 11(1), 74-88. <https://doi.org/10.30501/jree.2023.370499.1500>
41. Stephens, R. I., Fatemi, A., Stephens, R. R., & Fuchs, H. O. (2000). Metal fatigue in engineering. John Wiley & Sons. <https://www.wiley.com/en-us/Metal+Fatigue+in+Engineering%2C+2nd+Edition-p-9780471510598>
42. Suh, M. S., Nahm, S. H., Suh, C. M., & Pyun, Y. S. (2022). VHCF, Tribology Characteristics and UNSM Effects of Bainite and Martensite Spring Steels. *Metals*, 12(6), 901. <https://doi.org/10.3390/met12060901>
43. Tekeli, S. Ü. L. E. Y. M. A. N. (2002). Enhancement of fatigue strength of SAE 9245 steel by shot peening. *Materials letters*, 57(3), 604-608. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(02\)00838-8](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(02)00838-8)
44. Todinov, M. T. (2000). Residual stresses at the surface of automotive suspension springs. *Journal of materials science*, 35, 3313-3320. <https://doi.org/10.1023/A:1004887708822>
45. Torkian, S., Shafyei, A., Toroghinejad, M. R., & Safari, M. (2022). Effect of Deep Cryogenic Treatment on Hardness and Wear Behavior of 5120 AISI Steel. *Journal of Advanced Materials in Engineering (Esteghlal)*, 35(3), 57-67. <https://doi.org/10.18869/acadpub.jame.35.3.57>
46. Yamada, Y., & Kuwabara, T. (2007). Materials for springs. Springer Science & Business Media. ISBN-10: 3540738118. <http://download.e-bookshelf.de/download/0000/0122/99/L-G-0000012299-0002345709.pdf>
47. Zhang, J. M., Li, S. X., Yang, Z. G., Li, G. Y., Hui, W. J., & Weng, Y. Q. (2007). Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*, 29(4), 765-771. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.06.004>