



Analysis of Intragranular and Intergranular Microcracks in DP Steels Using the Microstructural Images and Peridynamics Method

Behnam Anbarlooei^{1*}, Hossein Hosseini-Toudeshky²

¹ Department of New Technologies & Aerospace Engineering, Shahid Beheshti University, Tehran, Iran

² Department of Aerospace Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran

ABSTRACT: One of the most important parameters in the micromechanical study of material behavior is the possibility of investigating microcracks and their initiation and propagation patterns in different parts of the materials. In the present work, an attempt has been made to examine the failure of dual-phase (DP) steels under uniaxial tensile quasi-static loading using the peridynamics method. The SEM images prepared from the samples show that the grain boundary voids and their growth on a micro scale can be considered the place of damage accumulation. According to the numerical analysis, the initiation and propagation mechanism of inter-grain and intra-grain microcracks in the microstructure of DP steel has been studied using the non-local peridynamics method. Analyzing this problem using the peridynamics method, considering the irregular geometry, the non-locality, reformulating the continuum mechanics in the form of integrodifferential equations, and studying progressive failure is one of the goals of this work, which have been carried out based on representative volume elements (RVE) obtained from the real microstructure. Also, due to the possibility of predicting the damage initiation and the propagation path in different parts of the material simultaneously without considering the default paths, inter-grain and intra-grain microcracks have been simulated using the peridynamics model.

Review History:

Received: Jul. 18, 2024

Revised: Sep. 03, 2024

Accepted: Oct. 06, 2024

Available Online: Oct. 20, 2024

Keywords:

Peridynamics

Microstructure

DP Steels

Grain Boundary

Intragranular Fracture

1- Introduction

Various experimental and numerical methods study the fracture behavior of materials at microscale [1]. Liang et al. [2] investigated increasing the final fracture stress of dual-phase steels by increasing the volume percentage of martensite. Also, the time of the annealing process can significantly affect the final behavior of the material, which has been analyzed by Maleki et al. [3] by conducting experimental tests and preparing microstructural images.

Although the mentioned works provide valuable results, it is still not possible to implement how to convert micro-scale failures to macro-scale cracks completely through mathematical models. Different researchers in the past two decades have been focused on the development of the structural equations of the peridynamics method to make it possible to study various mechanical phenomena using this method based on reformulating the mechanics of continuous environments and developing the relations governing materials in the form of integrodifferential relations. With the development of peridynamics formulations in recent years, researchers have implemented this method to study various mechanical phenomena at different scales [4].

In this article, in addition to using the experimental method based on the preparation of microstructural images, tried to investigate the formation and expansion of grain

boundary and intragrain cracks at the micro-scale using the peridynamic method. In many of the numerical works that have been done on the microstructural dimensions of the material, due to the complexity of the geometric models, the localization phenomenon of stresses and strains has been used as an indicator of the damage in the microstructure of the material, and there are limitations in investigating the growth of failure. It is observed in micro dimensions and therefore, in this article, in addition to the experimental method, by using the peridynamic method and considering the ability of this method to predict the location and growth of failures, the pattern of intragranular and intergranular cracks has been predicted.

2- Methodology

2- 1- Damage Prediction Using Peridynamics

In peridynamics, material failure is investigated by eliminating the interaction between material points [5]. Whenever the expansion between two material points exceeds its critical limit (S_c), failure begins. The breakdown in the equation of motion is manifested by zeroing and erasing the effect of force density vectors between material points in an irreversible process. As a result of failure in the material, the applied load is redistributed to the other material points and this leads to the progressive growth of the failure

*Corresponding author's email: B_anbarloei@sbu.ac.ir



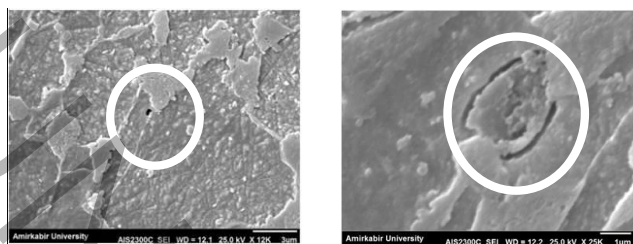


Fig. 1. Phase velocity dispersion curves for a steel pipe with outer diameter of 220 mm and wall thickness of 4.8 mm

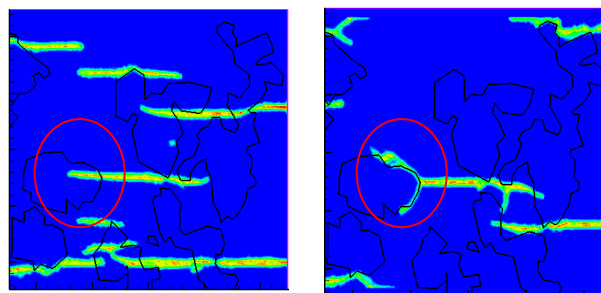


Fig. 2. Investigation of the intragranular and grain boundary fracture pattern of martensitic particles at applied load 0.15 μm

automatically [6].

To obtain the local failure rate at a point, the weighted ratio of the number of removed interactions to the number of primary interactions at a material point with its family members is used. The value of this failure can be obtained from the following relationship:

$$\varphi(x, t) = 1 - \frac{\int_H \mu(x' - x, t) dV'}{\int_H dV'} \quad (1)$$

The local failure parameter ranges from zero to one. When its value is one, all interactions between a point and other points in its family have been lost, and a zero value indicates that there is no damage in the point. The size of local damage indicates the formation of possible cracks inside an object. For example, in the continuation of the formation of the crack, half of the communication of a point with its family members is cut off, and in other words, the value of its local failure parameter becomes 0.5.

2- 2- SEM Images

The preparation of SEM images is an experimental method to investigate and analyze the mechanisms of damage initiation and propagation in different materials. The place of damage accumulation is the potential starting point of microcracks, and the weakening of the material on the micro-scale begins with the creation of deformation fields and finally appears as the creation of voids in the microstructure.

The voids observed in the SEM images (Fig. 1) show that often in two-phase steels, the damage pattern starts from the grain boundary of ferrite and martensite and its expansion occurs in the soft ferrite matrix. If the microcrack propagates and reaches the hard martensite grains, it either spreads along the grain boundaries or divides the martensite grain into two parts. If damage propagation is stopped by martensite grains,

intergranular damage growth occurs and its propagation in the microstructure is observed through grain boundaries, otherwise, the intragranular fracture will occur in martensite particles.

3- Results and Discussion

The capability of predynamics models in predicting the initiation and propagation of the damage in different phases and grain boundaries is one of the main strengths of this method, which makes it different from other methods such as the finite element method and molecular dynamics.

In this section, two representative volumetric elements that are extracted from microstructural images are analyzed and the damage pattern was obtained from peridynamics. The pattern of damage propagation and multi-branching of microcracks in a representative volumetric element is shown in Figure 2.

An important parameter affecting the growth of intragranular or inter-granular damage is the amount of critical stretch, which is different between ferrite, martensite, and interphase of these phases. In this section, the effect of changing the values of critical stretch on the pattern of damage and intragranular or intergranular growth has been investigated. Figure 2 shows the initiation and propagation of damage in a model with different values of critical stretch in ferrite and martensite.

4- Conclusions

Peridynamic non-local analysis not only shows that the damage starts at the boundary between ferrite and martensite, but also can investigate its propagation automatically in these two phases. According to the values of critical stretch, the growth path of microcracks is determined, which in one state of damage is stopped by martensites (grain boundary growth) and in another state leads to fracture and fragmentation of martensite grains. In addition, with the increase of load, the damage started from new points and the mechanical behavior of the bonds also affects the predicted damage pattern.

References

- [1] B. Anbarlooie, M. Hosseini, H. Hosseini-Toudeshky, Micromechanical Failure Analyses and Tensile Behavior of Dual Phase Steel Using Two and Three-Dimensional Representative Volume Elements, *Mech. Eng.*, 51(3) (2019) 1-3 (In Persian).
- [2] J. Liang, Z. Zhao, B. Guo, B. Sun, D. Tang, Enhancing plasticity by increasing tempered martensite in ultra-strong ferrite-martensite dual-phase steel, *Materials Research Express*, 6(2) (2018) 026502.
- [3] M. Maleki, H. Mirzadeh, M. Zamani, Effect of Intercritical Annealing Time at Pearlite Dissolution Finish Temperature (A_{c1f}) on Mechanical Properties of Low-Carbon Dual-Phase Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28(4) (2019) 2178-2183.
- [4] E. Madenci, E. Oterkus, *Peridynamic theory*, in: *Peridynamic theory and its applications*, Springer, 2013, pp. 19-43.
- [5] C. Mitts, E. C. Aifantis, E. Madenci, Peridynamics with strain gradient for modeling carbon nanotube under static and dynamic loading, *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 31(1) (2024) 147-154.
- [6] T. Vaitkunas, P. Griskevicius, A. Adumitroaie, Peridynamic material model calibration based on digital image correlation experimental measurements, *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 30(20) (2023) 4132-4145.

تحلیل شکل گیری و رشد میکروتکرک درون دانه ای و مرزدانه ای در فولادهای دوفازی با استفاده از تصاویر میکروساختاری و روش پدیدانامیک

بهنام انبارلویی^{*}، حسین حسینی تودشکی^۲

۱- دانشکده فناوری های نوین و مهندسی هوافضا، دانشگاه شهید بهشتی، تهران، ایران

۲- دانشکده مهندسی هوافضا، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران.

تاریخچه داوری:

دریافت: ۱۴۰۳/۰۴/۲۸

بازنگری: ۱۴۰۳/۰۶/۱۳

پذیرش: ۱۴۰۳/۰۷/۱۵

ارائه آنلاین: ۱۴۰۳/۰۷/۲۹

کلمات کلیدی:

پدیدانامیک
میکروساختار
فولادهای دوفازی
جدایش مرزدانه ای
شکست درون دانه ای

خلاصه: یکی از مهم ترین پارامترها در مطالعه میکرومکانیکی رفتار مواد، امکان بررسی میکروتکرک ها و الگوهای شروع و انتشار آن در بخش های مختلف ماده می باشد. در کار حاضر سعی شده است تا خرابی در فولادهای دو فازی تحت بارگذاری شبه استاتیکی کششی تک محوره با استفاده از روش عددی پدیدانامیک و تطبیق با نتایج تجربی مورد بررسی قرار گیرد. تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه ها نشان می دهند که حفره های مرزدانه ای و رشد آنها در مقیاس میکرو، به عنوان محل تجمع خرابی ها می تواند در نظر گرفته شود و همچنین در مقادیر زیاد بار اعمالی، تغییر شکل های شدید در فازهای تشکیل دهنده ماده دیده می شود. با توجه به تحلیل عددی انجام گرفته، مکانیزم شروع و انتشار مرزدانه ای و درون دانه ای میکروتکرک ها در میکروساختار فولاد دوفازی با استفاده از روش غیرموضعی پدیدانامیک مورد مطالعه قرار گرفته است. تحلیل این مسئله با استفاده از روش پدیدانامیک با توجه به هندسه ی نامنظم، غیر موضعی بودن روش تحلیل، بازفرمول نویسی مکانیک محیط های پیوسته به شکل معادلات انتگرال دیفرانسیلی و مطالعه خرابی پیش رونده یکی از اهداف این کار است که مبتنی بر المان های حجمی نماینده به دست آمده از میکروساختار واقعی فولاد دوفازی انجام شده است. همچنین با توجه به امکان پیش بینی مکان های شروع خرابی به صورت همزمان و نحوه انتشار آن ها در بخش های مختلف ماده بدون نیاز به در نظر گرفتن مسیرهای پیش فرض، شکست مرزدانه ای و درون دانه ای در مدل پدیدانامیکی ارائه گردیده است.

۱- مقدمه

مواد پلی کریستال شامل فلزات، آلیاژها یا سرامیک ها امروزه به مقدار زیادی در سازه های صنعتی مختلف استفاده می شوند. در بررسی رفتار ماکروسکوپی مواد، ویژگی های آن ها به مقدار زیادی به مدل رفتار آن ها در ابعاد میکروساختاری وابسته بوده و در حال حاضر تحقیقات زیادی در این زمینه در حال انجام است تا رابطه ی بین رفتار مواد در این دو مقیاس شناخته شود [۱]. برای طراحی سازه های دارای ایمنی کافی و وزن مناسب باید رفتار خرابی و شکست این مواد مورد بررسی قرار گرفته و در مقیاس های مختلف شناسایی شود. با توجه به این که ویژگی ها و رفتار مواد پلی کریستال از رفتار میکروساختاری آن ها تاثیر می پذیرد بررسی این رفتار اهمیت پیدا کرده و با توجه به پدیده های مختلفی که در این مقیاس دیده می شود، همواره مسائلی چالش برانگیز بوده است. پدیده های مختلفی مانند اندازه دانه، تفاوت در رفتار فیزیکی بین دانه و مرزدانه و همچنین حضور میکروتکرک

هایی در اندازه، شکل و جهت گیری های مختلف، از جمله موارد تاثیر گذار در بررسی رفتار میکرومکانیکی مواد می باشند.

روش های مختلف تجربی وجود دارند که به مطالعه رفتار شکست مواد در این مقیاس می پردازند [۲]. لیانگ و همکارانش [۳] با افزایش درصد حجمی مارتنزیت، افزایش تنش نهایی شکست فولادهای دوفازی را مورد بررسی قرار دادند. همچنین زمان فرآیند آنیل کردن نیز می تواند تاثیر به سزایی بر روی رفتار نهایی ماده بگذارد که توسط ملکی و همکارانش [۴] با انجام آزمایش های تجربی و تهیه تصاویر میکروساختاری مورد تحلیل قرار گرفته است. لاپوژ و همکارانش [۵] نیز اثرات عملیات حرارتی با استفاده از لیزر جهت بهبود رفتار مکانیکی این فولادها در حضور درصد بالایی از فاز ترد مارتنزیتی را مطالعه کرده اند. متاسفانه در کنار نتایج و اطلاعات بسیار ارزشمندی که از این روش های تجربی به دست می آید، با توجه به پرهزینه بودن، زمان بر بودن و پیچیده بودن برخی از روش های آماده سازی، طراحی و تحلیل تجربی مواد همواره نمی توان از این روش ها برای تحلیل رفتار آن ها

* نویسنده عهده دار مکاتبات: B_anbarloei@sbu.ac.ir

شروع و رشد میکروتُرک‌ها را در مقیاس های کوچک بررسی نماید. این ملاحظات در بررسی رفتار شکست در مقیاس ماکرو نیز وجود دارد و این ضعف‌ها عاملی برای توسعه روشی نوین به نام پدیدانامیک شد که تلاش می‌کند تا سیر تکاملی ناپیوستگی‌ها را طبق معادلات میدانی مشابه با تغییر شکل‌های پیوسته مدل کند.

محور اصلی فعالیت محققین در دو دهه گذشته بر توسعه معادلات ساختاری روش پدیدانامیک به منظور ایجاد امکان مطالعه پدیده‌های مختلف مکانیکی با استفاده از این روش بوده است و با بازفرمول نویسی مکانیک محیط‌های پیوسته و توسعه روابط حاکم بر مواد در قالب روابط انتگرال‌دیفرانسیلی پدیدانامیکی، امکان‌سنجی تحلیل رفتار سازه‌ها بررسی شده است. با توسعه روابط و فرمولاسیون پدیدانامیک در سال‌های اخیر محققین به پیاده‌سازی کاربردی این روش به منظور مطالعه پدیده‌های مختلف مکانیکی پرداخته‌اند. دی مئو و اوترکس [۱۵] در سال ۲۰۱۷ به مطالعه خرابی‌های ناشی از خوردگی با استفاده از این روش پرداخته و سعی نموده‌اند تا پتانسیل‌های این روش در بررسی پدیده خوردگی مواد را تحلیل نمایند. مدنی و همکارانش [۱۶] نیز با همگن‌سازی ویژگی‌های کامپوزیت‌ها در مقیاس میکرو با استفاده از روش پدیدانامیک و امان حجمی نمایند به مطالعه اثرات وجود حفره‌ها و ناخالصی‌ها در کامپوزیت‌ها پرداخته و به دنبال پیاده‌سازی موثر این روش در مطالعه رفتار کامپوزیت‌های فیبری در مقیاس‌های کوچک بوده‌اند. پس از آن‌ها سوراوگور و همکارانش [۱۷] با استفاده از دو روش پدیدانامیک و دینامیک مولکولی اثرات اندازه دانه بر شکست دانه‌های مواد پلی کریستال را در ماده کاربید سیلیسیم را تحلیل کرده و گزارش نموده‌اند که با افزایش اندازه دانه‌ها چقرمگی شکست در این ماده افزایش می‌یابد. ژائو و همکارانش [۱۸] نیز با استفاده از این روش به مطالعه شکست ناشی از خوردگی القایی در بتن‌های تقویت شده پرداخته و شروع و انتشار ترک‌های ناشی از آن را شبیه‌سازی کرده‌اند.

در این مقاله سعی شده است تا افزون بر استفاده از روش تجربی مبتنی بر تهیه تصاویر میکروساختاری، با استفاده از روش پدیدانامیک به بررسی چگونگی شکل‌گیری و گسترش ترک‌های مرزخانه‌ای و درون دانه‌ای در مقیاس میکرو پرداخته شود. در بسیاری از کارهای عددی که در ابعاد میکروساختاری ماده انجام شده است با توجه به پیچیدگی مدل‌های هندسی از پدیده محلی شدن^۳ تنش‌ها و کرنش‌ها به عنوان شاخص شروع خرابی در میکروساختار ماده استفاده شده است و محدودیت‌هایی در بررسی رشد خرابی

بهره جست. بنابراین در طول زمان، روش‌های محاسباتی و عددی مختلفی ارائه شده‌اند که منجر به فهم عمیق‌تر رفتار شکست مواد در مقیاس‌های کوچک شوند.

یکی از روش‌های عددی که در بررسی رفتار میکرومکانیکی مواد بسیار مورد استفاده قرار گرفته است، استفاده از روش‌های محدود و به طور خاص استفاده از مدل‌های چسبنده می‌باشد [۶-۸]. سوکومار و همکارانش [۹] شکست مرزخانه‌ای و شکست درون دانه‌ای را با استفاده از روش‌های محدود توسعه یافته^۱ مورد بررسی قرار داده‌اند که در آن از ترکیب روش‌های مرزی^۲ با روش ناحیه چسبنده برای شبیه‌سازی رفتار شکست در آلومینا [۱۰] و کاربید سیلیسیم [۱۱] استفاده شده است. لیو و همکارانش [۱۲] شکست نرم فولادهای دوفازی در کرنش‌های بالا تحت بارگذاری خمشی را با استفاده از امان حجمی نماینده و روش‌های محدود مورد مطالعه قرار داده‌اند. همچنین باساتیا و همکارانش [۱۳] به مشخصه‌سازی رفتار فازهای مختلف ماده در فولادهای دوفازی به صورت تجربی و عددی با استفاده از روش آزمایش نانوسختی پرداخته‌اند و با پیاده‌سازی روش‌های محدود به صورت عددی این آزمایش را شبیه‌سازی کرده و منحنی‌های تنش-کرنش آن را استخراج نموده‌اند. ترکیب شیمیایی و میکروساختار فولادهای دوفازی با توجه به روش‌های مختلف تولید آن‌ها می‌تواند باهم متفاوت باشد و تفاوت در ترکیب شیمیایی و میکروساختار ایجاد شده نیز تاثیر زیادی بر رفتار مکانیکی این فولادها می‌گذارد. لی و همکارانش [۱۴] با استفاده از روش‌های محدود به مطالعه و بررسی اثرات ترکیب‌های شیمیایی و میکروساختارهای متفاوت فولادهای دوفازی بر خواص مکانیکی این ماده پرداخته‌اند.

هر چند کارهای بیان شده نتایج ارزشمندی را در اختیار می‌گذارد اما هنوز چگونگی تبدیل خرابی‌ها در مقیاس میکرو به ترک‌ها در مقیاس ماکرو به طور کامل از طریق مدل‌های ریاضی، قابلیت پیاده‌سازی ندارد. یکی از دلایل اصلی این مشکل، فرضیات، روابط و فرمول‌بندی استفاده شده در مکانیک محیط‌های پیوسته کلاسیک و استفاده از مشتقات فضایی و معادلات دیفرانسیل جزئی برای بررسی تغییر شکل‌های شدید در سازه‌ها می‌باشد که در صورت وجود یک ناپیوستگی در آن‌ها ناتوانی در بررسی تغییر شکل‌ها دیده شده و نیاز به روش‌های دیگری برای برطرف کردن این ناتوانی احساس می‌شود. افزون بر این، مکانیک محیط‌های پیوسته کلاسیک از پیش‌بینی شروع خرابی‌ها ناتوان می‌باشد و نمی‌تواند به خوبی

1 XFEM

2 Boundary element method

در تئوری پریدینامیک در هر لحظه از زمان، میتوان جسم را به چندین نقطه موجود در دامنه آن گسسته سازی کرد که هر نقطه موجود در دامنه جسم نمایانگر یک جزء مادی می باشد و این مجموعه نقاط مادی (اجزا تشکیل دهنده جسم) یک محیط پیوسته را تشکیل می دهد. در حالت اولیه و تغییر شکل نیافته جسم، هر نقطه مادی به وسیله مختصات آن، $X(k)$ که $(k=1, 2, \dots, \infty)$ ، نمایش داده می شود. همچنین به هر جزء حجم $V(k)$ و چگالی جرمی $\rho(X(k))$ نسبت داده می شود. هر نقطه مادی می تواند مقدار تعیین شده جابجایی، سرعت، نتایج معادلات حرکت، تغییر شکل ها و نیروهای وارد بر جسم را دارا باشد. با توجه به سیستم مختصاتی کارترین نقطه مادی $X(k)$ ، جابجایی $u(k)$ را دارا می باشد و موقعیت آن با استفاده از بردار $Y(k)$ در حالت تغییر شکل یافته تعیین می شود. مقدار جابجایی و بار وارد بر جسم در نقطه $X(k)$ به ترتیب با $(u(k), x(k), t)$ و $b(k)$ و $(x(k), t)$ تعیین می شود. حرکت نقطه مادی با استفاده از تعریف لاگرانژی بیان می شود. با توجه به تعداد زیادی از نقاط مادی استفاده شده در یک جسم تعداد اثرات متقابل یک نقطه با نقاط دیگر در صورتی که همه نقاط لحاظ شوند، بسیار زیاد خواهد شد و لذا همان گونه که سلیک و همکاران [۲۱] بیان کرده اند از اثرات متقابل نقاط خارج از محدوده تعیین شده برای هر نقطه مادی (محدوده اثر ماده) صرف نظر می شود.

در تئوری پریدینامیک همان گونه که در شکل ۱ نمایش داده شده است هر نقطه با نقاطی در اطراف آن در ارتباط می باشد که در مسائل دو بعدی این ناحیه مرتبط به صورت دایره ای با شعاع δ تعیین می گردد که به δ محدوده اثر ماده و به نقاطی که یک نقطه با آن ها در ارتباط می باشد خانواده آن نقطه گفته می شود و با $H(x)$ نمایش داده می شود [۲۲-۲۶].

همان گونه که در شکل نمایش داده شده است هر نقطه مادی در مختصات $X(k)$ با نقاط اطراف آن در خانواده خود در ارتباط می باشد و موقعیت نسبی بین دو نقطه j و k که قبل از تغییر شکل $(X(j)-X(k))$ بوده تبدیل به $(Y(j)-Y(k))$ پس از تغییر شکل شده است. بنابراین میزان اتساع (کرنش) بین نقاط مادی $X(j)$ و $X(k)$ می تواند به صورت زیر تعریف شود:

$$S_{(k)(j)} = \frac{(|Y(j) - Y(k)| - |X(j) - X(k)|)}{|X(j) - X(k)|} \quad (1)$$

در ابعاد میکرو مشاهده می شود و لذا در مقاله حاضر تلاش شده است تا افزون بر روش تجربی با استفاده از روش پریدینامیک و نظر به توانایی این روش در پیش بینی موقعیت و رشد خرابی ها، الگوی ترک های درون دانه ای و مرزدانه ای را پیش بینی نمود.

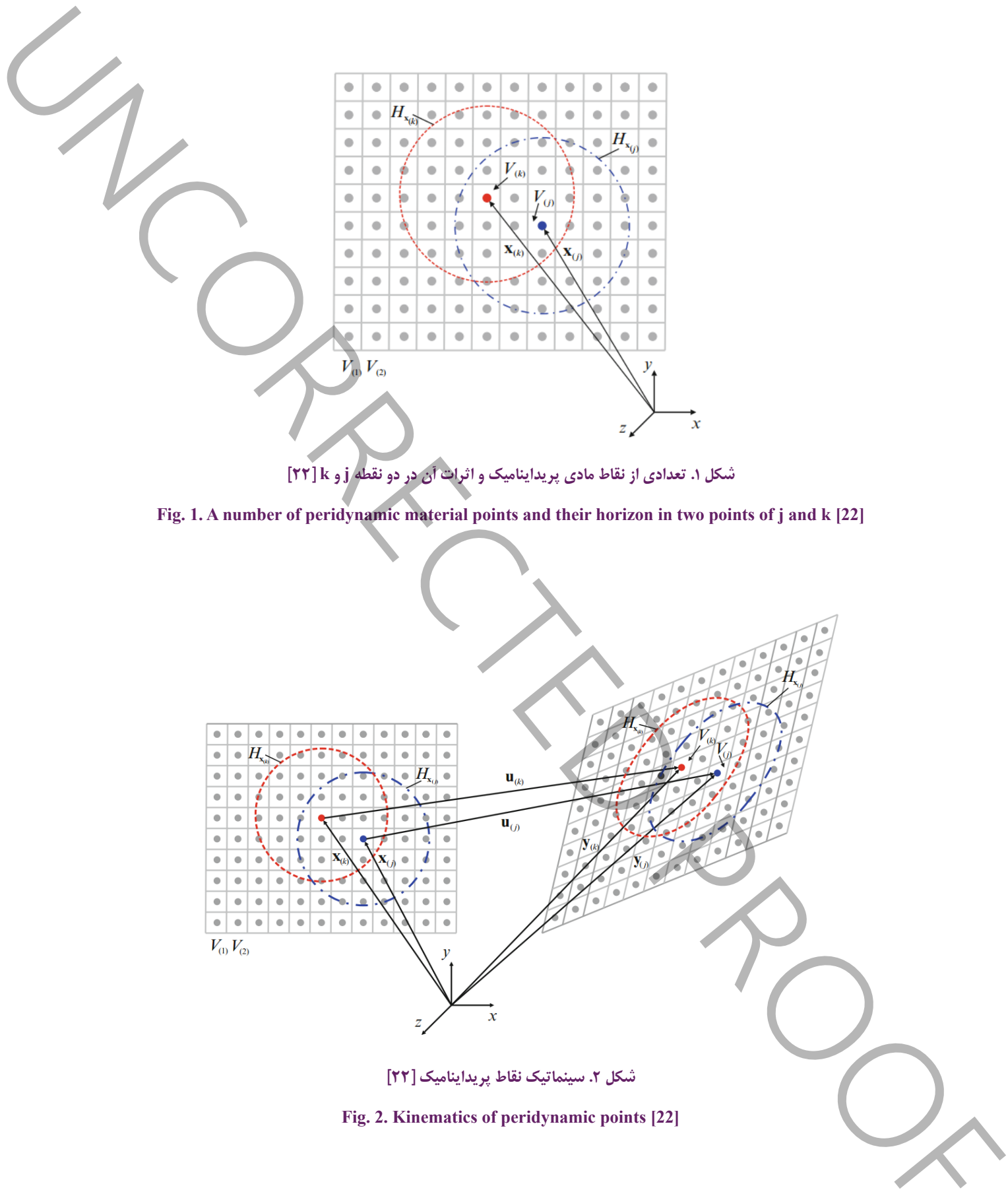
۲- روش پریدینامیک پیوند بنیان^۱ در بررسی رفتار میکروساختاری

۲-۱- تئوری غیرموضعی پریدینامیک

بررسی رفتار مکانیکی و پیش بینی خرابی و شکست در سازه ها یکی از مباحثی است که چندین دهه مورد توجه پژوهشگران قرار داشته است. در اولین مطالعاتی که توسط گریفیث [۱۹] انجام گرفت بررسی تکینگی در نوک ترک بود که منجر به شکل گیری مفهوم مکانیک شکست الاستیک خطی^۲ شد. در مکانیک شکست الاستیک خطی معمولاً یک ترک اولیه در جسم وجود دارد و مقدار تنش در نوک ترک از نظر ریاضی تکینه است. بنابراین شروع شکل گیری ترک و رشد آن نیاز به معرفی پارامترهای دیگری مانند نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی دارد. از طرف دیگر شروع و تجمع حفره ها و شکل گیری ترک نیز یک مساله حل نشده در مکانیک شکست الاستیک خطی می باشد. یکی دیگر از مشکلات موجود در مکانیک شکست الاستیک خطی این است که مسیر رشد ترک نیز باید به عنوان یک معیار یا پارامتر دیگر تعیین شود و به خودی خود قابل تشخیص و پیگیری نمی باشد.

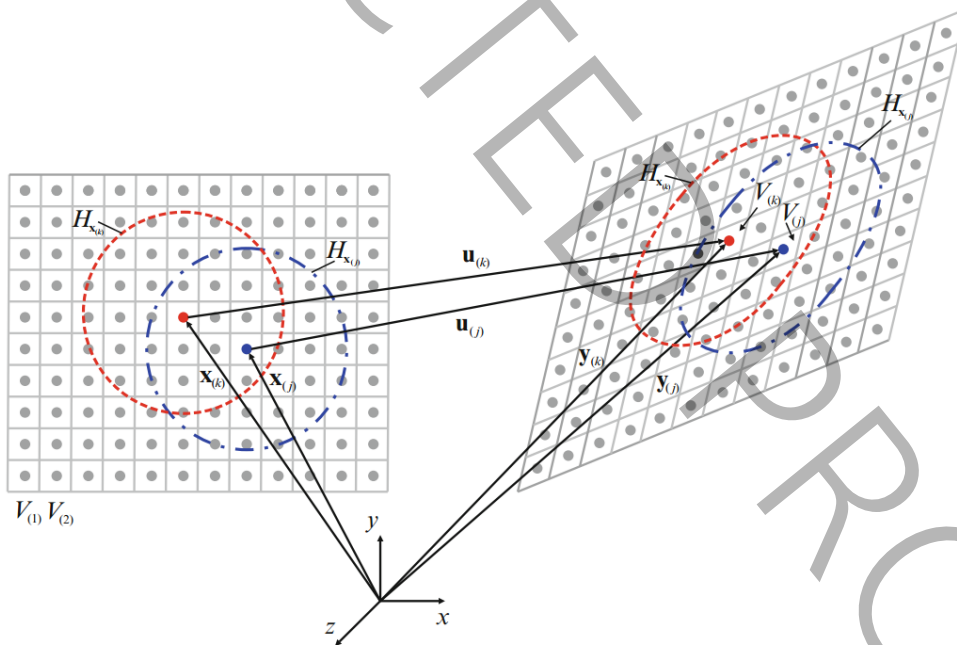
چارچوب ریاضی که بر مبنای مکانیک محیط های پیوسته گسترش یافته، در بعضی موارد برای مدل کردن اینگونه مسائل ناتوان است، زیرا از مشتقات جزئی برای بیان رابطه بین نیروها و جابجایی های نسبی بین هر دو ذره کنار هم استفاده می شود. نظریه ی پریدینامیک تلاش می کند تا مدل سازی ریاضی اجسام پیوسته، ترک ها و ذرات را در یک چارچوب واحد جمع آوری کند. این کار به وسیله ی جایگزینی معادلات انتگرالی یا انتگرو-دیفرانسیلی به جای معادلات دیفرانسیل جزئی موجود در نظریه مکانیک جامدات کلاسیک انجام می شود. در این راستا معادلات پریدینامیک بر اساس یک مدل از نیروهای داخلی موجود در یک جسم بیان می شوند که در آن نقاط مادی به طور مستقیم از فاصله ی مشخص به هم نیرو وارد می کنند. روابط پایه مورد استفاده در تئوری پریدینامیک در ابتدا در سال ۲۰۰۰ توسط سیلینگ [۲۰] بیان شد و این روابط منجر به ابداع تئوری پریدینامیک پیوند-بنیان^۳ گشت.

- 1 Bond based Peridynamics
- 2 Linear elastic fracture mechanics
- 3 Bond-based peridynamic



شکل ۱. تعدادی از نقاط مادی پریدینامیک و اثرات آن در دو نقطه k و j [۲۲]

Fig. 1. A number of peridynamic material points and their horizon in two points of j and k [22]



شکل ۲. سینماتیک نقاط پریدینامیک [۲۲]

Fig. 2. Kinematics of peridynamic points [22]

۲-۲- معادلات حرکت

معادله حرکت در تئوری پدیدانامیک می تواند با استفاده از اصل کار مجازی نوشته شود:

$$\delta \int_{t_0}^{t_1} (T - U) dt = 0 \quad (2)$$

که در این معادله T و U به ترتیب بیان گر انرژی جنبشی و انرژی پتانسیل جسم می باشند. چنانچه لاگرانژین L به صورت رابطه (۲) تعریف شود، با توجه به معادله لاگرانژ داریم:

$$L = T - U \quad (3)$$

$$\frac{d}{dt} \left(\frac{\partial L}{\partial \dot{u}_i} \right) - \frac{\partial L}{\partial u_i} = 0 \quad (4)$$

در رابطه (۴)، u_i (جابجایی نقطه مادی) برداری است که مختصات نقطه مادی در حالت اولیه و حالت تغییر شکل یافته را به یکدیگر متصل می کند و \dot{u}_i نشان دهنده ترم مشتق u_i نسبت به زمان می باشد. انرژی جنبشی و پتانسیل نهایی جسم می تواند از مجموع تمامی انرژی های جنبشی و پتانسیل تمام نقاط مادی تعریف شده به شکل زیر به دست آید:

$$T = \sum_{i=1}^{\infty} \frac{1}{2} \rho_{(i)} \dot{u}_{(i)} \dot{u}_{(i)} V_{(i)} \quad (5)$$

$$U = \sum_{i=1}^{\infty} W_{(i)} V_{(i)} - \sum_{i=1}^{\infty} (b_{(i)} \cdot u_{(i)}) V_{(i)} \quad (6)$$

در این روابط $\rho_{(i)}$ بیان گر چگالی، $V_{(i)}$ نشان دهنده حجم جزء مادی، $b_{(i)}$ چگالی نیروی خارجی وارد بر جزء مادی و $W_{(i)}$ چگالی انرژی کرنشی برای یک جزء مادی می باشد.

همان گونه که در رابطه (۶) دیده می شود، برای به دست آوردن انرژی پتانسیل جسم به چگالی انرژی کرنشی ($W_{(i)}$) آن نیاز داریم. همان گونه که مدنی و همکارانش بیان کرده اند [۲۲] چگالی انرژی کرنشی برای یک

جزء مادی $X(k)$ می تواند از مجموع میکروپتانسیل های $w(k)(j)$ که از بر هم کنش بین نقطه مادی $X(k)$ با سایر اجزاء موجود در داخل محدوده اثر ماده در آن نقطه $X(j)$ با استفاده از رابطه زیر به دست آید:

$$W_{(k)} = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^{\infty} \frac{1}{2} (w_{(k)(j)}(y_{(1^k)} - y_{(k)}, y_{(2^k)} - y_{(k)}, \dots) + w_{(j)(k)}(y_{(1^j)} - y_{(j)}, y_{(2^j)} - y_{(j)}, \dots)) V_{(j)} \quad (7)$$

در این رابطه $y_{(k)}$ نشان دهنده بردار موقعیت ذره مادی $x_{(k)}$ در جسم تغییر شکل یافته است و $y_{(1^k)}$ بردار موقعیت اولین ذره مادی می باشد که با ذره $x_{(k)}$ دارای اثرات متقابلند و بر روی یکدیگر اثر می گذارند و برای $y_{(j)}$ و $y_{(1^j)}$ نیز همین توضیح حاکم می باشد. باید توجه داشت که عبارت $W_{(k)(j)}$ یا $W_{(j)(k)}$ باهم برابر نیستند و $W_{(k)(j)}$ مربوط به میکروپتانسیل های ناشی از بر هم کنش بین نقطه مادی $X(k)$ با سایر اجزاء موجود در داخل محدوده اثر ماده در آن نقطه و $W_{(j)(k)}$ مربوط به میکروپتانسیل های ناشی از بر هم کنش بین نقطه مادی $X(j)$ با سایر اجزاء موجود در داخل محدوده اثر ماده در آن نقطه می باشد. طبیعتاً با توجه به این رابطه برای $k=j$ مقدار $w(k)(j)$ برابر صفر می شود. با جایگذاری این رابطه در رابطه (۶) انرژی پتانسیل می تواند به شکل زیر بازنویسی شود:

$$U = \sum_{i=1}^{\infty} \left\{ \frac{1}{2} \sum_{j=1}^{\infty} \frac{1}{2} \left[(w_{(k)(j)}(y_{(1^k)} - y_{(k)}, y_{(2^k)} - y_{(k)}, \dots) + w_{(j)(k)}(y_{(1^j)} - y_{(j)}, y_{(2^j)} - y_{(j)}, \dots)) \right] V_{(j)} - (b_{(i)} \cdot u_{(i)}) V_{(i)} \right\} \quad (8)$$

و در نتیجه با جایگذاری T و U در لاگرانژین، شکل باز شده لاگرانژین در صورتی که فقط عبارات شامل $X(k)$ را نمایش دهیم، به صورت زیر درمی آید:

$$L = \dots + \frac{1}{2} \rho_{(k)} \dot{u}_{(k)} \dot{u}_{(k)} V_{(k)} + \dots - \left\{ \frac{1}{2} \sum_{j=1}^{\infty} \frac{1}{2} \left[(w_{(k)(j)}(y_{(1^k)} - y_{(k)}, y_{(2^k)} - y_{(k)}, \dots) + w_{(j)(k)}(y_{(1^j)} - y_{(j)}, y_{(2^j)} - y_{(j)}, \dots)) \right] V_{(j)} \right\} V_{(k)} \dots - \left\{ \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{\infty} \frac{1}{2} \left[(w_{(k)(i)}(y_{(1^k)} - y_{(k)}, y_{(2^k)} - y_{(k)}, \dots) + w_{(i)(k)}(y_{(1^i)} - y_{(i)}, y_{(2^i)} - y_{(i)}, \dots)) \right] V_{(i)} \right\} V_{(k)} \dots + (b_{(k)} \cdot u_{(k)}) V_{(k)} \dots \quad (9)$$

یا داریم:

با توجه به این که حجم هر ذره مادی ($V_{(j)}$) بی نهایت کوچک می باشد، در صورتی که حد حجم یک ذره به سمت صفر میل کند ($V_{(j)} \rightarrow 0$)، سری تبدیل به یک انتگرال می شود که نقاط داخل محدوده اثر هر نقطه مادی (H) را شامل می شود و لذا داریم:

$$\sum_{j=1}^{\infty} (\dots) V_{(j)} \rightarrow \int_V (\dots) dV' \rightarrow \int_H (\dots) dH \quad (14)$$

با استفاده از این رابطه و جایگذاری آن به شکل انتگرالی معادله حرکت می رسیم و لذا شکل نهایی معادله حرکت پدیدآینامیک که توسط سیلینگ بیان شد یک معادله انتگرال-دیفرانسیلی تابع فضا و زمان به شکل زیر می باشد.

$$\rho(x) \ddot{u}(x, t) = \int_H (t(u' - u, x' - x, t) - t'(u - u', x - x', t)) dH + b(x, t) \quad (15)$$

که در این رابطه پارامترهای مرتبط با یک ذره مادی با علامت پریم (') و ذره مادی دیگر بدون آن نمایش داده شده اند و این رابطه را برای N نقطه همانند رابطه (۱۲) می توان به صورت زیر گسسته سازی کرد:

$$\rho_{(k)} \ddot{u}_{(k)} = \sum_{j=1}^N \left[t_{(k)(j)} (u_{(j)} - u_{(k)}, x_{(j)} - x_{(k)}, t) - t_{(j)(k)} (u_{(k)} - u_{(j)}, x_{(k)} - x_{(j)}, t) \right] V_{(j)} + b_{(k)} \quad (16)$$

در این معادلات همان گونه که قبلا بیان شد هر جزء مادی با مختصات $X(k)$ تعریف شده و حجم جزئی $V(k)$ را به خود اختصاص داده است و دارای چگالی ($\rho(x(k))$) می باشد. نقطه مادی $X(k)$ متحمل جابجایی $u(k)$ شده و بردار نیروی $(b(k)(x(k), t)$ بر آن وارد می شود و جزء مادی $X(k)$ از نقاط موجود در محدوده اثر آن $H(k)$ تاثیر می پذیرد. عبارت $t(k)(j)$ در این معادلات یک بردار چگالی نیرو را نمایش می دهد که بر نقطه $X(k)$ اعمال می شود. این نیرو در واقع نیرویی است که از جزء مادی $X(j)$ به نقطه $X(k)$ وارد می شود. همان گونه که در معادله (۱۶) نمایش داده شده است هیچ ترم

$$L = \dots + \frac{1}{2} \rho_{(k)} \dot{u}_{(k)} \dot{u}_{(k)} V_{(k)} + \dots - \left\{ \frac{1}{2} \sum_{j=1}^{\infty} [w_{(k)(j)}(y_{(1)^k} - y_{(k)}, y_{(2)^k} - y_{(k)}, \dots)] V_{(j)} V_{(k)} \right\} \dots - \left\{ \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{\infty} [w_{(i)(k)}(y_{(1)^i} - y_{(i)}, y_{(2)^i} - y_{(i)}, \dots)] V_{(i)} V_{(k)} \right\} \dots + (b_{(k)} u_{(k)}) V_{(k)} \dots \quad (10)$$

چنانچه از این لاگرانژین در معادله لاگرانژ (رابطه (۴)) استفاده گردد، معادله لاگرانژ برای نقطه مادی $X(k)$ به شکل زیر در می آید:

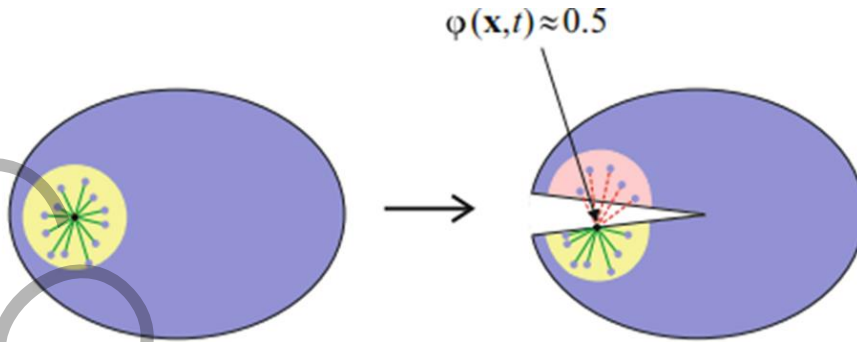
$$\rho_{(k)} \ddot{u}_{(k)} = \sum_{j=1}^{\infty} \frac{1}{2} \left(\sum_{i=1}^{\infty} \frac{\partial w_{(k)(i)}}{\partial (y_{(j)} - y_{(k)})} V_{(i)} \right) - \sum_{j=1}^{\infty} \frac{1}{2} \left(\sum_{i=1}^{\infty} \frac{\partial w_{(i)(k)}}{\partial (y_{(k)} - y_{(j)})} V_{(i)} \right) + b_{(k)} \quad (11)$$

که در این معادلات فرض شده است که برهم کنش هایی که نقطه مادی $X(k)$ در آن ها حضور ندارد، بر نقطه مادی $X(k)$ اثری ندارند. با انجام آنالیز ابعادی این معادله مشخص می شود که عبارت $(\sum_{i=1}^{\infty} \frac{\partial w_{(k)(i)}}{\partial (y_{(j)} - y_{(k)})} V_{(i)})$ بیانگر چگالی نیرویی است که ذره مادی $X(j)$ بر ذره مادی $X(k)$ اعمال می کند. با این بیان می توان معادله (۱۱) را به صورت زیر بازنویسی کرد:

$$\rho_{(k)} \ddot{u}_{(k)} = \sum_{j=1}^{\infty} \left[t_{(k)(j)} (u_{(j)} - u_{(k)}, x_{(j)} - x_{(k)}, t) - t_{(j)(k)} (u_{(k)} - u_{(j)}, x_{(k)} - x_{(j)}, t) \right] V_{(j)} + b_{(k)} \quad (12)$$

که برای $t_{(k)(j)}$ داریم:

$$t_{(k)(j)} (u_{(j)} - u_{(k)}, x_{(j)} - x_{(k)}, t) = \frac{1}{2} \frac{1}{V_{(j)}} \left(\sum_{i=1}^{\infty} \frac{\partial w_{(k)(i)}}{\partial (y_{(j)} - y_{(k)})} V_{(i)} \right) \quad (13)$$



شکل ۳. از بین رفتن نیمی از فعل و انفعالات با شکل گیری ترک [۲۲]

Fig. 3. The breakage of half of the interactions with the formation of cracks [22]

رابطه زیر به دست آورد:

$$\varphi(x,t) = 1 - \frac{\int_H \mu(x' - x, t) dV'}{\int_H dV'} \quad (17)$$

بازه پارامتر خرابی موضعی از صفر تا یک متغیر می‌باشد. زمانی که مقدار آن یک باشد تمامی اثرات متقابل بین یک نقطه با سایر نقاط خانواده آن از بین رفته است و مقدار صفر نشان دهنده سالم بودن کامل آن نقطه می‌باشد. اندازه خرابی موضعی نشان دهنده شکل‌گیری ترک‌های ممکن در داخل یک جسم می‌باشد. به عنوان مثال در شکل ۳ در ابتدا یک نقطه نمایش داده شده است که در داخل ماده قرار داشته و با همه نقاط اطراف خود در ارتباط بوده و خرابی موضعی آن صفر می‌باشد. در ادامه شکل‌گیری ترک موجب شده تا نیمی از ارتباطات این نقطه با اعضای خانواده خود قطع شود و به عبارت دیگر مقدار پارامتر خرابی موضعی آن ۰/۵ شود.

۲-۴- پیاده‌سازی پدیدانامیک

با توجه به روابط انتگرال‌دیفرانسیلی حاکم بر روش پدیدانامیک به نظر می‌رسد که برای تحلیل مسائل پیچیده قابلیت حل تحلیلی با استفاده از این روش جز در موارد محدود وجود ندارد و برای پیاده‌سازی این روش

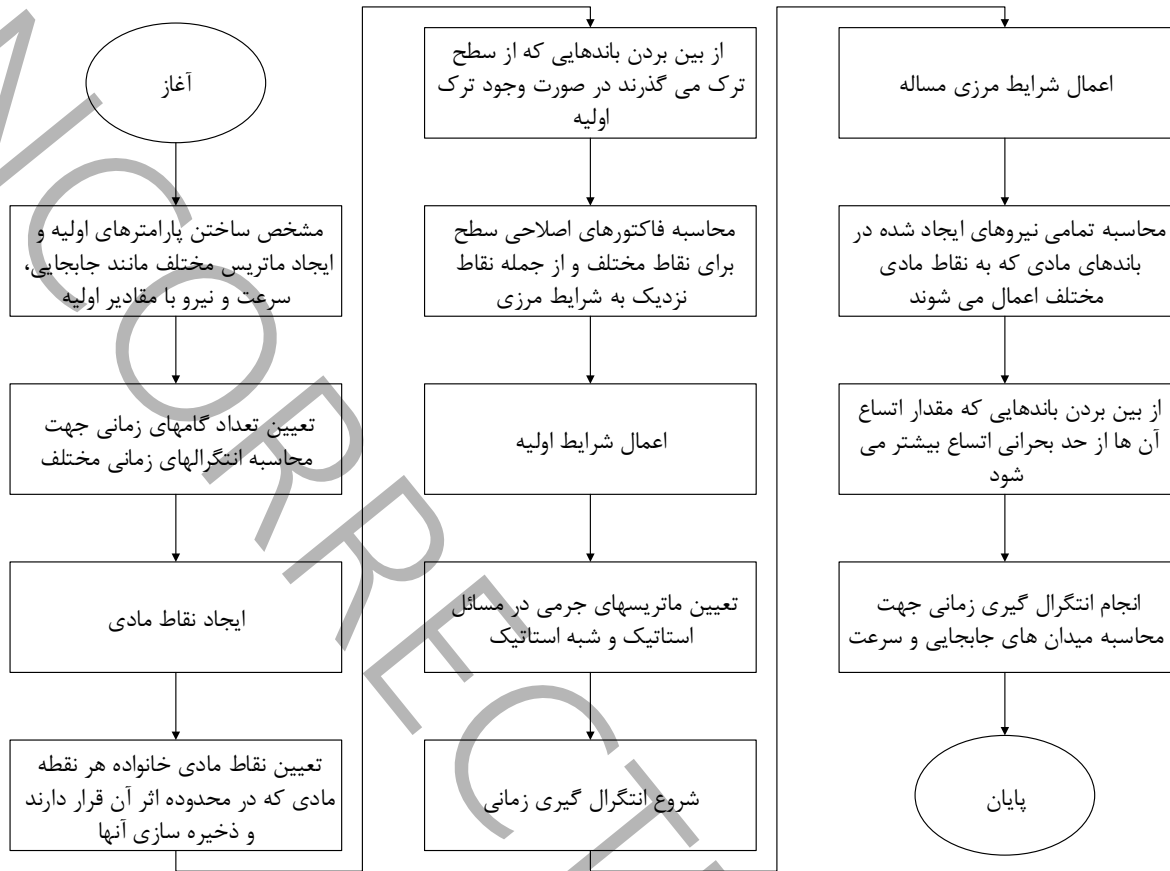
مشتق جزئی و فضایی جابجایی دیده نمی‌شود که این می‌تواند حل مسائل دارای ناپیوستگی را بسیار بهبود ببخشد.

همچنین اگرچه معادلات حرکت در تئوری پدیدانامیک به شکل دینامیکی می‌باشند اما می‌توان برای حل مسائل استاتیکی و شبه استاتیکی از این معادلات با استفاده از روش واهلش تطبیقی پویا بهره برد که در این مقاله مورد استفاده قرار گرفته است و گام‌های زمانی به صورت واحد لحاظ شده‌اند [۲۷].

۲-۳- پیش بینی خرابی

در پدیدانامیک خرابی ماده با حذف کردن اثر متقابل بین نقاط مادی بررسی می‌شود. برای این کار وقتی اتساع بین دو نقطه مادی از حد بحرانی آن (K_c) بیشتر شد، شروع خرابی رخ می‌دهد. خرابی در معادله حرکت با صفر شدن و پاک کردن اثر بردارهای چگالی نیرو بین نقاط مادی در یک فرآیند بازگشت ناپذیر، نمایان می‌شود. در نتیجه بروز خرابی در ماده بار اعمالی دوباره روی نقاط مادی توزیع شده و این منجر به رشد پیشرونده خرابی به صورت خودکار می‌شود.

برای به دست آوردن میزان خرابی موضعی در یک نقطه از نسبت وزنی تعداد فعل و انفعالات حذف شده به تعداد فعل و انفعالات اولیه در یک نقطه مادی با اعضای خانواده آن استفاده می‌گردد. مقدار این خرابی را می‌توان از



شکل ۴. فلوجارت حل مسائل پدیداینامیکی به روش عددی

Fig. 4. Flowchart of solving peridynamic problems by numerical method

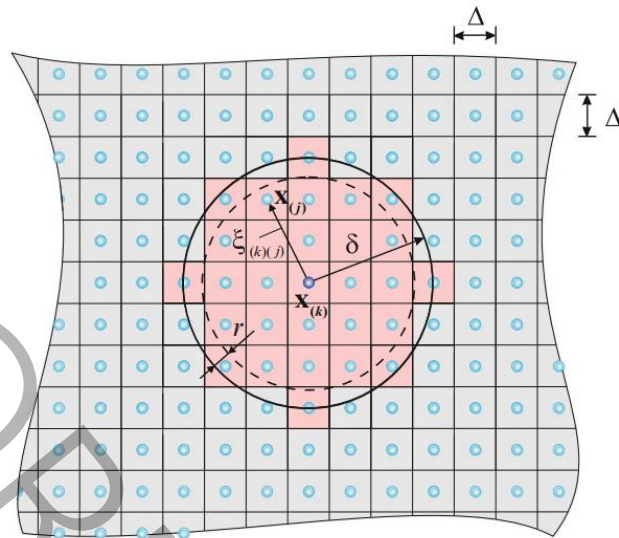
در میزان کارایی محاسباتی و زمان مورد نیاز برای حل مسائل با استفاده از این روش موثر باشد. توسعه یک الگوریتم مشخص به منظور حل معادلات حرکت پدیداینامیکی در فلوجارت زیر (شکل ۴) نمایش داده شده است.

۲-۵- گسسته سازی مادی

به منظور پیاده سازی روش پدیداینامیک در تحلیل مسائل کاربردی، باید دامنه ماده را به نقاط مادی^۱ مختلف تقسیم کرد و با استفاده از تکنیک جداسازی نقاط مادی بدون نیاز به مش بندی به گونه ای که بین هر دو نقطه مادی یک پیوند تعریف گردد، مسائل را تحلیل نمود. با توجه به غیر موضعی بودن این روش و نیاز به تعریف محدوده اثر برای هر نقطه، باید توجه داشت

به منظور مطالعه مسائل مختلف ناگزیر به استفاده از روش های عددی و انتگرال های مکانی و زمانی هستیم. برای پیاده سازی روش های عددی و انجام انتگرال گیری می توان دامنه فضایی هندسه جسم را به تعداد محدودی نقطه مادی تقسیم نمود که این نقاط مادی هریک با نقاط مادی دیگر که در محدوده اثر آن نقطه مادی قرار داشته باشند اثر متقابل خواهند داشت و مجموع اثرات متقابل این نقاط بر یکدیگر را می توان با استفاده از یک انتگرال گیری مکانی تحلیل نمود.

هر نقطه مادی تعداد مشخصی نقطه مادی دیگر را در محدوده اثر خود دارد و در صورت زیاد شدن تعداد این نقاط مادی استفاده از یک روش کارآمد به منظور یافتن و در کنار هم قرار دادن محاسبات مربوط به نقاط مادی که هم خانواده یک دیگر هستند بسیار اهمیت داشته و تا حد زیادی می تواند



شکل ۵. در نظرگیری اصلاح حجم برای نقاط داخل محدوده اثر نقطه مادی دیگر [۲۲]

Fig. 5. Considering volume modification for points inside the horizon of another material point[22]

با یک نقطه مادی در محاسبات، دو آرایه در نظر گرفته می‌شود که در آرایه اول تمام اعضای هم خانواده نقاط مادی در یک سطر ذخیره می‌شود و آرایه دوم به عنوان یک نمایه از آرایه اول در نظر گرفته می‌شود که با استفاده از آن به آسانی می‌توان نقاط هم خانواده هر نقطه مادی مشخص را از آرایه اول استخراج نمود. هر درایه از آرایه دوم نشان دهنده موقعیت و شماره درایه اولین نقطه از خانواده یک نقطه مادی مشخص در آرایه اول می‌باشد. برای مثال همان گونه که در شکل ۶ نشان داده شده است، درایه دوم از آرایه دوم بیان می‌کند که شماره اولین نقطه هم خانواده نقطه دوم در درایه چهارم از آرایه اول قرار دارد.

پس از تعیین نقاط هم خانواده با در نظرگیری مقادیر اولیه جابجایی برای نقاط مادی با توجه به روابط ارائه شده و بر اساس فلوجارت ارائه شده در شکل ۴ به انتگرال گیری زمانی و مکانی بر روی پارامترهای مختلف پرداخته می‌شود.

۲-۷- نتایج و بحث

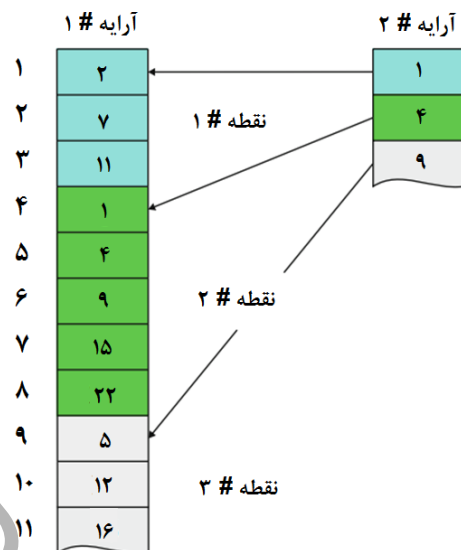
۲-۷-۱- تحلیل‌های تجربی

بررسی و تحقیقات تجربی انجام گرفته در این مقاله بر روی فولاد تجاری دو فازی DOCOL 600 DP ساخت شرکت SSAB کشور سوئد می‌باشد. با توجه به ویژگی‌هایی که برای این فولاد توسط شرکت SSAB

که بهینه ترین مقدار برای نسبت شعاع محدوده اثر هر نقطه به فاصله بین دو نقطه مادی در مقالات سه برابر گزارش شده است [۲۲]. افزون بر گسسته سازی مادی باید به این نکته توجه داشت که در روش پریدینامیک با توجه به اینکه دامنه هر دو نقطه با فاصله Δ از یکدیگر تفکیک می‌شوند، لذا باید یک اصلاح حجمی اتفاق بیفتد زیرا همانگونه که در شکل ۵ نمایش داده شده است، در انتگرال گیری تمام محدوده اثر ماده پوشش داده می‌شود، حال آنکه چنانچه فاصله بین نقاط ثابت و برابر Δ در نظر گرفته شود با در نظر گیری δ به عنوان شعاع محدوده اثر نقاط مادی بخش‌هایی از نقاط مادی دیگر هم در محاسبات وارد می‌شود و چنانچه به جای δ از $\delta - r$ استفاده شود تمام ناحیه پوشش داده شده در محدوده نقاط مادی داخل ناحیه اثر خواهد بود و لذا برای نقاطی که بین $\delta - r$ و δ قرار دارند باید از یک فاکتور اصلاحی برای حجم هر یک از نقاط استفاده نمود که می‌توان به صورت تغییرات خطی میزان اثر یک نقطه مادی در محدوده اثر نقطه دیگر را در این صورت بهینه سازی نمود.

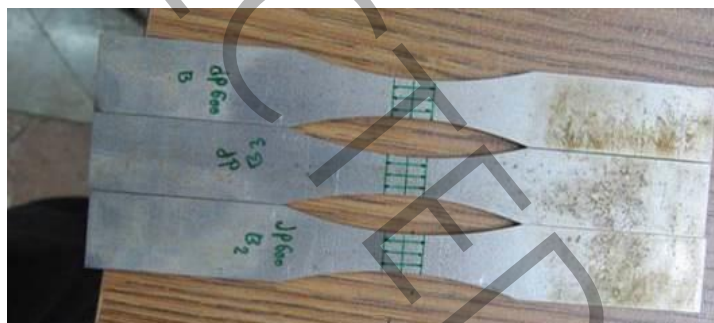
۲-۶- تعیین نقاط خانواده هر نقطه جهت انجام محاسبات

یکی دیگر از نکات مهم برای پیاده سازی روش پریدینامیک و انجام محاسبات مشخصه سازی نقاط موجود در محدوده اثر هر نقطه مادی به عنوان خانواده آن نقطه می‌باشد. برای مشخصه سازی نقاط مادی هم خانواده



شکل ۶. آرایه‌های مورد استفاده جهت ذخیره سازی اطلاعات نقاط هم خانواده

Fig. 6. Arrays used to store the information of the points inside the horizon



شکل ۷. سه قطعه استاندارد ASTM E 466-82 از فولاد DOCOL 600 DP تهیه شده توسط وایر کات در جهت رول ورق

Fig. 7. Three standard ASTM E 466-82 pieces of DOCOL 600 DP steel prepared by wire cutting in the direction of sheet roll

رول ورق با استفاده از وایرکات آماده شدند. شکل نشان دهنده نمونه‌های قطعات استاندارد ساخته شده در جهت رول ورق به منظور انجام آزمایش‌های کشش تک محوره می‌باشد.

در مرحله‌ی نخست کار تست‌های کششی تک محوره با نرخ افزایش بار بسیار پایین به منظور ایجاد شرایط آزمایش شبه استاتیکی بر روی نمونه‌ها در جهت موازی با رول ورق انجام گرفتند و برای اطمینان از صحت نتایج، آزمایش‌ها سه بار تکرار شده‌اند.

ارائه شده است، فولاد DOCOL 600 DP به کار رفته در این تحقیقات دارای ۰/۱ درصد کربن، ۰/۲ درصد سیلیسیوم، ۰/۸ درصد منگنز، ۰/۰۱ درصد فسفر، ۰/۰۲ درصد گوگرد، ۰/۰۴ درصد آلومینیوم و ۰/۰۱۵ درصد نوبدیوم است، مقاومت تسلیم این نوع فولاد ۴۲۰ مگاپاسکال بوده و مقاومت کششی آن ۶۷۰ مگاپاسکال می‌باشد.

در این تحقیق نمونه‌های آزمایش بر اساس استاندارد ASTM E 466-82 در ابعادی به طول ۱۶۲/۵، عرض ۲۰ و ضخامت ۲ میلی‌متر در جهت



(الف)



(ب)

شکل ۸. آماده سازی نمونه‌های آزمایش، الف) نمونه بریده شده، ب) آماده سازی نمونه جهت مانت کردن

Fig. 8. Preparation of test samples, a) cut sample, b) sample preparation for mounting

استفاده شده است و لذا با توجه به اینکه عکس برداری در ابعاد میکرو و نانو نیاز به رسانایی بالای سطح ماده دارد، نمونه‌ها ابتدا تحت خلا قرار گرفته و به وسیله دستگاه SC7620 پوششی از طلا بر روی آن‌ها ایجاد شد. دستگاه پوشش طلا در شکل ۹ نمایش داده شده است.

۲-۷-۲- بررسی ریزساختار و ویژگی های فولادهای دو فازی

میکروساختار فولاد DP-600 که از تصاویر متالوگرافی به دست آمده در شکل ۱۰ نمایش داده شده است. در این شکل مدلی از دو فاز فریت و مارتنزیت فولاد DP-600 در مقیاس ۱۵ و ۵۰ میکرومتر مشاهده می‌شود. الگوی میکروساختاری این ماده نشان می‌دهد که ابعاد جزایر مارتنزیتی در آن به طور میانگین در حدود ۴ میکرومتر می‌باشد که در بستر فریتی پخش شده‌اند.

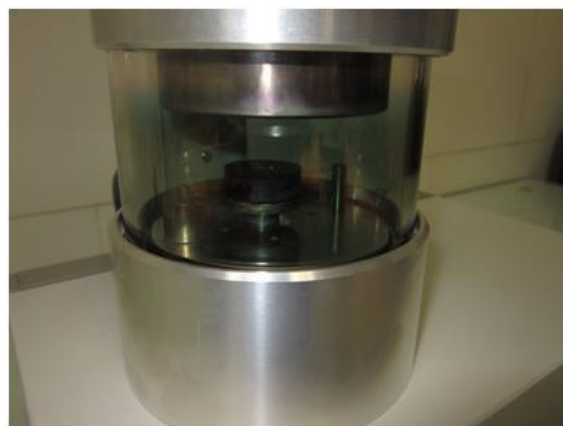
۲-۷-۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی

تهیه تصاویر با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی یک روش تجربی برای بررسی و تحلیل مکانیزم‌های شروع و گسترش آسیب در مواد مختلف است. محل تجمع خرابی‌ها، نقاط بالقوه شروع میکروتورک‌ها می‌باشد و ضعیف شدن ماده در مقیاس میکرو با ایجاد میدان‌های تغییر شکل آغاز و در نهایت به صورت ایجاد حفره‌ها در ریزساختار نمایان می‌شود.

افزون بر بررسی رفتار کششی این ماده در ابعاد ماکروسکوپی، به منظور متالوگرافی و عکسبرداری الکترونی در ابعاد میکرو در آزمایشگاه مواد، نمونه‌ها تحت عملیات آماده سازی سطح قرار گرفتند. جهت آماده سازی قطعات، نمونه برداری از هر دو قسمت راست و چپ نمونه شکسته شده انجام شد. همچنین با توجه به ترتیب نمونه برداری، همه نمونه‌ها روی یک سطح صاف چسبانده شده و نمونه‌ها بر روی پایه قرار گرفتند. هدف از این کار مطالعه میکروساختاری نمونه‌ها، در هر دو قسمت چپ و راست قطعه شکسته شده است. نمونه‌های مانت شده، توسط سمباده‌های شماره ۸۰ تا ۱۵۰۰ صیقل داده شده، سطح نمونه‌ها صاف گردیده و در نهایت با براق کردن^۱ سطوح آینه‌ای و آماده تصویربرداری ایجاد شدند. ذکر این نکته لازم است که قبل از متالوگرافی از نمونه‌ها، جهت آماده سازی بر روی سطح نمونه‌ها به علت نمایش واضح فازهای تشکیل دهنده DP-600، سطح نمونه باید به مدت ۵ الی ۷ ثانیه در معرض اسید نیتال ۲ درصد قرار گرفته و سریعاً با آب شسته و خشک شود و به این ترتیب سطح نمونه اچ شده و آماده مطالعات تجربی میکروساختاری می‌گردد (شکل ۸).

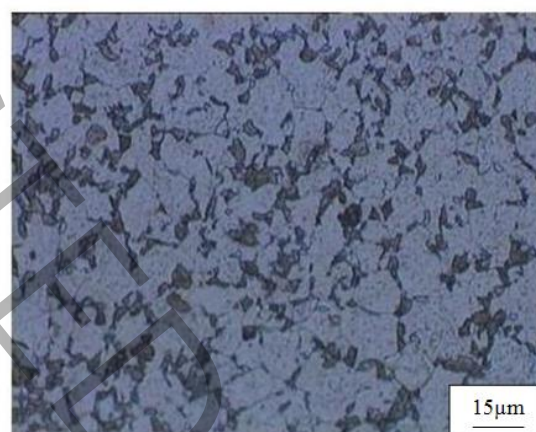
افزون بر تهیه تصاویر متالوگرافی با استفاده از میکروسکوپ نوری در این پژوهش از میکروسکوپ الکترونی روبشی^۲ نیز جهت مطالعه الگوی خرابی

- 1 Polish
- 2 SEM



شکل ۹. دستگاه SC7620 (mini sputter coater) و نمونه مانت شده و قرار گرفته در خلا

Fig. 9. SC7620 device (mini sputter coater) and sample mounted and placed in vacuum



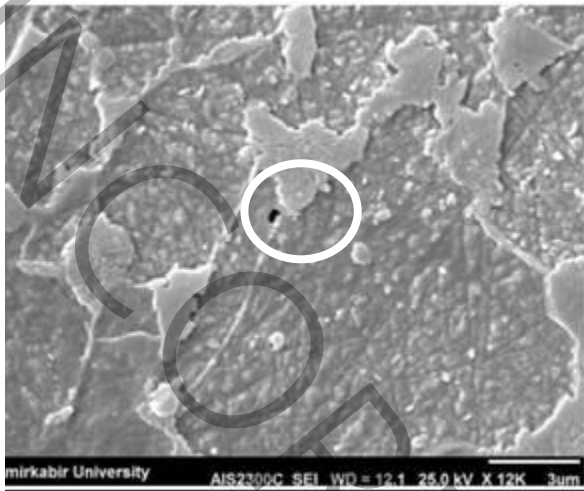
شکل ۱۰. تصاویر توزیع ذرات در میکروساختار فولاد دوفازی DP-600 در مقیاس‌های ۱۵ و ۵۰ میکرومتر

Fig. 10. Images of particle distribution in the microstructure of dual phase steel DP-600 at scales of 15 and 50 micrometers

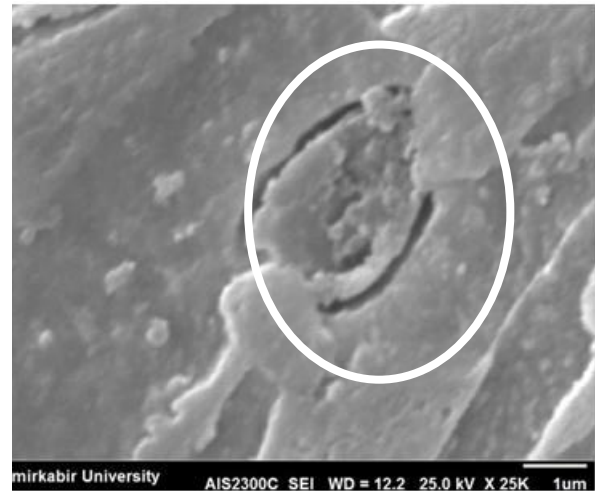
به صورت شروع آن از مرزدانه فریت و مارتنزیت بوده و گسترش آن در ماتریس نرم فریتی رخ می‌دهد. اگر خرابی یا میکروتک ناشی از آن به دانه های سخت مارتنزیت برسد، یا در طول مرزدانه‌ها گسترش می‌یابد و یا دانه مارتنزیت را به دو قسمت تقسیم می‌کند. اگر انتشار آسیب توسط دانه های مارتنزیت متوقف شود، رشد آسیب بین دانه ای رخ می‌دهد و انتشار آن در میکروساختار از طریق مرزدانه ها مشاهده می‌شود و در غیر این صورت، شکست درون دانه ای در ذرات مارتنزیتی رخ خواهد داد (شکل ۱۲).

همانطور که در شکل ۱۱-الف و شکل ۱۱-ب نشان داده شده است، حفره ها از مرزهای دانه آغاز شده و در ماتریس فریت گسترش می‌یابند. از سوی دیگر، شکستگی درون دانه ای ذرات مارتنزیتی با توجه به شرایط بارگذاری، مورفولوژی میکروساختار و سختی فاز مارتنزیت توسط بسیاری از محققین گزارش شده است.

حفره‌های مشاهده شده در تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان می‌دهد که غالباً در فولادهای دوفازی الگوی آسیب



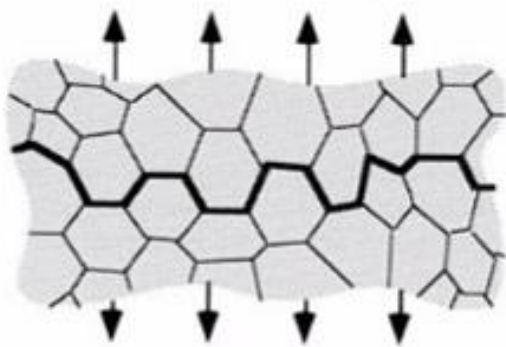
(ب)



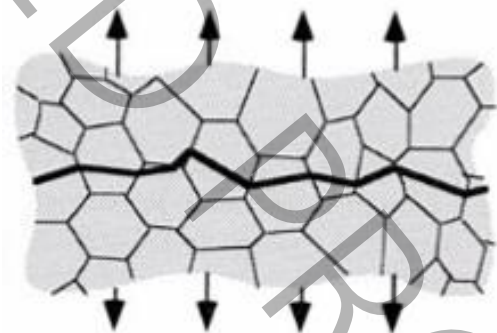
(الف)

شکل ۱۱. تحلیل تجربی آسیب و حفره های ایجاد شده در مرز دانه و بیستر فریتی (تصاویر SEM)

Fig. 11. Experimental analysis of the damage and voids observed in the grain boundary and ferrite phase (SEM images)



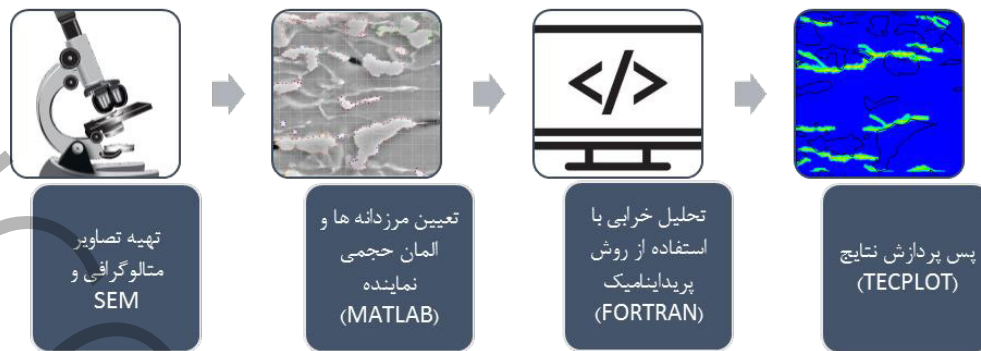
(الف)



(ب)

شکل ۱۲. انواع رشد خرابی و میکروتکرک: (الف) بین دانه ای، (ب) درون دانه ای

Fig. 12. Types of failure and microcrack growth: a) intergranular, b) intragranular



شکل ۱۳. فرآیند مدل سازی و تحلیل عددی: تصاویر SEM و استخراج الگوی خرابی بر اساس میکروساختار واقعی

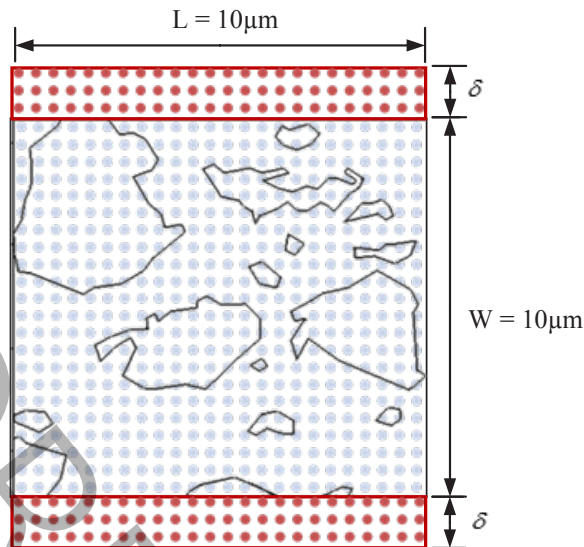
Fig. 13. Modeling process and numerical analysis: SEM images and failure pattern extraction based on real microstructure

مدل‌های میکرومکانیکی استخراج شده از تصاویر میکروساختاری فولاد دو فازی در تحقیق حاضر مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته‌اند. برای بررسی شروع و انتشار آسیب میکرومکانیکی، المان‌های دوبعدی نماینده از ریز ساختار واقعی مواد با استفاده از تصاویر میکروساختاری ایجاد شده‌اند. به منظور ایجاد یک المان نماینده با استفاده از میکروساختار واقعی این تصاویر به دو بخش سیاه و سفید تبدیل شده و برای به دست آوردن مقدار درصد حجمی فازهای فریت و مارتنزیت، از پردازش تصویر برای تجزیه و تحلیل تصاویر استفاده شده است. بر اساس نتایج به دست آمده از تجزیه و تحلیل انجام شده، کسر حجمی فاز مارتنزیت ۲۵٪ بود و تصاویری با این میزان کسر حجمی مارتنزیت برای تحلیل میکرومکانیکی ماده مناسب بوده و به عنوان المان نماینده برای تحلیل آسیب‌های میکرومکانیکی انتخاب شده‌اند (شکل ۱۳).

در این مطالعه، مدول الاستیک فریت و مارتنزیت به ترتیب برابر ۱۸۹،۱ گیگاپاسکال و ۲۸۹،۵ گیگاپاسکال در نظر گرفته شده است [۲۸]. ناهمگونی این مواد می‌تواند با تفاوت در مدول الاستیک فازهای مختلف بررسی شود. با توجه به تحقیقات تجربی و عددی بررسی شده، نتایج المان محدود نشان می‌دهد که فاز فریت پتانسیل بیشتری برای وقوع خرابی را نسبت به فاز مارتنزیت دارد [۲۹]. همانطور که در شکل ۱۴ المان حجمی نماینده نشان داده شده است، مدل تحت بارگذاری کششی با نرخ بسیار کم بر روی لبه‌های افقی خود قرار می‌گیرد که نشان دهنده بارگذاری شبه استاتیکی و

مشابه شرایط مرزی آزمایش‌های تجربی می‌باشد. در این کار از توزیع منظم نقاط مادی برای پیاده سازی مدل عددی بر اساس ریز ساختار واقعی استفاده شده است. طول و عرض المان حجمی نماینده مورد بررسی در این مطالعه در حدود ۱۰ میکرومتر بوده و برای تجزیه و تحلیل پریداینمیک به ۴۰۰۰۰ نقطه مادی تقسیم شده است. همچنین، سه لایه نقاط مادی مجازی در امتداد وجوه بالا و پایین المان حجمی نماینده قرار می‌گیرند تا بتوان شرایط مرزی را اعمال نمود. علاوه بر این، مقادیر فاصله بین اجزاء مادی ۰/۰۵ میکرومتر و محدوده اثر مادی ۰/۱۵۱ میکرومتر می‌باشد و مقدار جابجایی ۰/۱۲ میکرومتر در طول ۱۱۰۰ مرحله به عنوان بار خارجی به مدل اعمال شده است.

لازم به ذکر است که هیچ‌گونه میکروترک یا خرابی اولیه‌ای در این مدل وجود ندارد و فرض شده است که مواد بدون عیوب اولیه هستند. توانمندی مدل‌های پریداینمیک در پیش بینی شروع و انتشار آسیب در فازهای مختلف و مرزخانه‌ها، یکی از نقاط قوت اصلی این روش است که آن را از روش‌های دیگر مانند روش المان‌های محدود، المان‌های محدود توسعه یافته و دینامیک مولکولی متفاوت می‌سازد. با توجه به تحقیقات تجربی انجام شده روی فولادهای دوفازی، خرابی در میکروساختار ماده از نقاط بحرانی مرزخانه‌ها آغاز شده و در ماتریس فریت انتشار می‌یابد و می‌تواند به عنوان مکانیزم اصلی ایجاد و انتشار آسیب در این ماده در نظر گرفته شود. انرژی ذخیره شده زیاد در مرزخانه‌ها که ناشی از تغییر غیر یکسان فازهای نرم و



شکل ۱۴. هندسه المان حجمی نماینده تحت بارگذاری شبه استاتیک، توزیع اجزاء مادی و ذرات مرزی مجازی

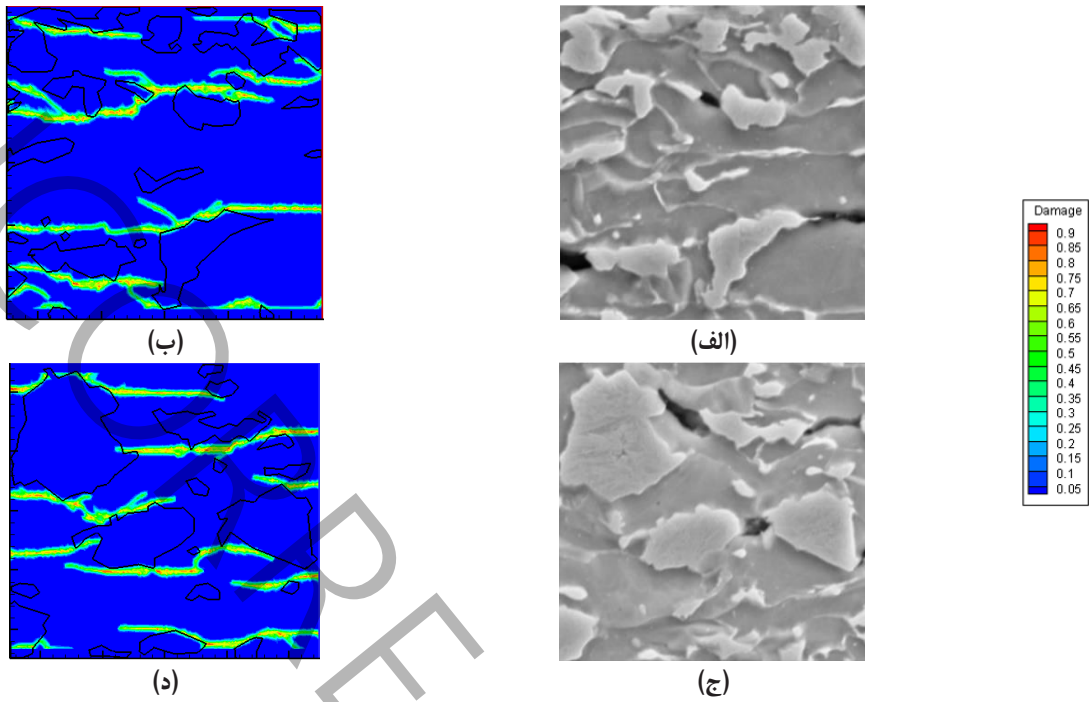
Fig. 14. Representative volume element geometry under quasi-static loading, distribution of material points and virtual boundary particles

همانطور که نشان داده شده است، الگوی خرابی مشابهی در این مدل‌ها دیده می‌شود و به دلیل فرایند زمان بر تحلیل‌های پدیدانامیکی با تعداد بیشتری از نقاط مادی، مدل با 200×200 ذره برای تجزیه و تحلیل‌های مختلف در این مقاله انتخاب شده است.

یکی از پارامترهای مهم که می‌تواند در نحوه رشد آسیب به صورت درون‌دانه ای یا بین‌دانه ای بسیار موثر باشد میزان کشش بحرانی است که در حقیقت بین فریت، مارتنزیت و ترکیبی از این فازها متفاوت است. به علت محدودیت‌هایی که در ابزارهای اندازه‌گیری تجربی وجود دارد و مقادیر بحرانی نرخ رهایی انرژی برای فولادهای دوفازی که توسط نویسندگان مختلف گزارش شده است، مقدار بحرانی کشش در شکل ۱۵ بین فازهای فریت و مارتنزیت برابر در نظر گرفته شده و معادل با 0.1 است. اما در واقعیت به علت تردی فاز مارتنزیت و نرمی ماتریس فریت، این پارامتر در فریت و مارتنزیت متفاوت است و می‌تواند در الگوی آسیب پیش‌بینی شده موثر باشد. در این بخش تاثیر تغییر مقادیر کشش بحرانی بر الگوی آسیب و رشد درون‌دانه ای یا بین‌دانه ای بررسی شده است. شکل ۱۶ نمایش دهنده ایجاد و انتشار آسیب در یک مدل با مقادیر مختلف کشش بحرانی در فریت و مارتنزیت می‌باشد. در این شکل، مقدار کشش بحرانی فریت 0.1 در نظر گرفته شده است، در حالی که برای مارتنزیت برابر با 0.07 است. این

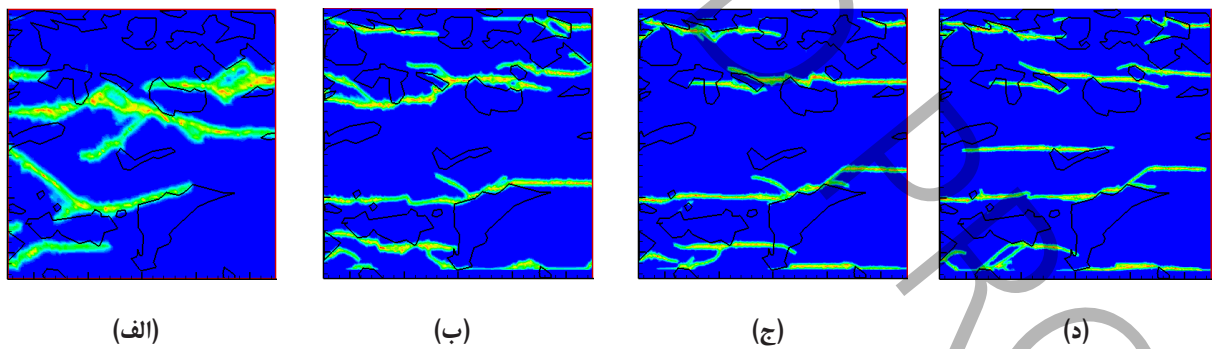
سخت می‌باشد می‌تواند عامل اصلی تشکیل حفرات در مرزخانه‌ها تلقی گردد. در این بخش دو المان حجمی نماینده که از تصاویر میکروساختاری استخراج شده مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته و الگوی آسیب حاصل از تحلیل‌های پدیدانامیک با الگوهای آسیب در تصاویر میکروساختاری تجربی مقایسه می‌شود. الگوی انتشار آسیب و چندشاخگی میکروتکرک‌ها در المان حجمی نماینده در شکل ۱۵ نشان داده شده است. مقایسه الگو پیش‌بینی شده خرابی با حفره‌های مشاهده شده در ناحیه آسیب دیده از تصاویر میکروساختاری تجربی نشان می‌دهد که شروع خرابی از مرزخانه‌های فریت و مارتنزیت آغاز شده و با انتشار آسیب در ماتریس فریت ادامه می‌یابد و انطباق خوبی بین نتایج عددی و تجربی مشاهده می‌شود. لازم به ذکر است که اگرچه با استفاده از روش‌های دیگر مانند استفاده از المان‌های واسط می‌توان محل شروع خرابی را پیش‌بینی نمود، این مدل می‌تواند به صورت هم‌زمان شروع و انتشار خرابی را با دقتی قابل قبول پیش‌بینی نماید.

همچنین حساسیت نتایج به تعداد اجزای مادی نیز در شکل ۱۶ مشاهده می‌گردد و از این رو حساسیت به تقسیم‌بندی ناحیه حل با تغییر اجزاء مادی و گسسته‌سازی دامنه پدیدانامیکی به تعداد نقاط مختلف 100×100 ، 200×200 ، 250×250 و 300×300 مورد مطالعه قرار گرفته است. هرچند که افزایش تعداد نقاط مادی منجر به دقت بیشتر در نتایج می‌شود، اما



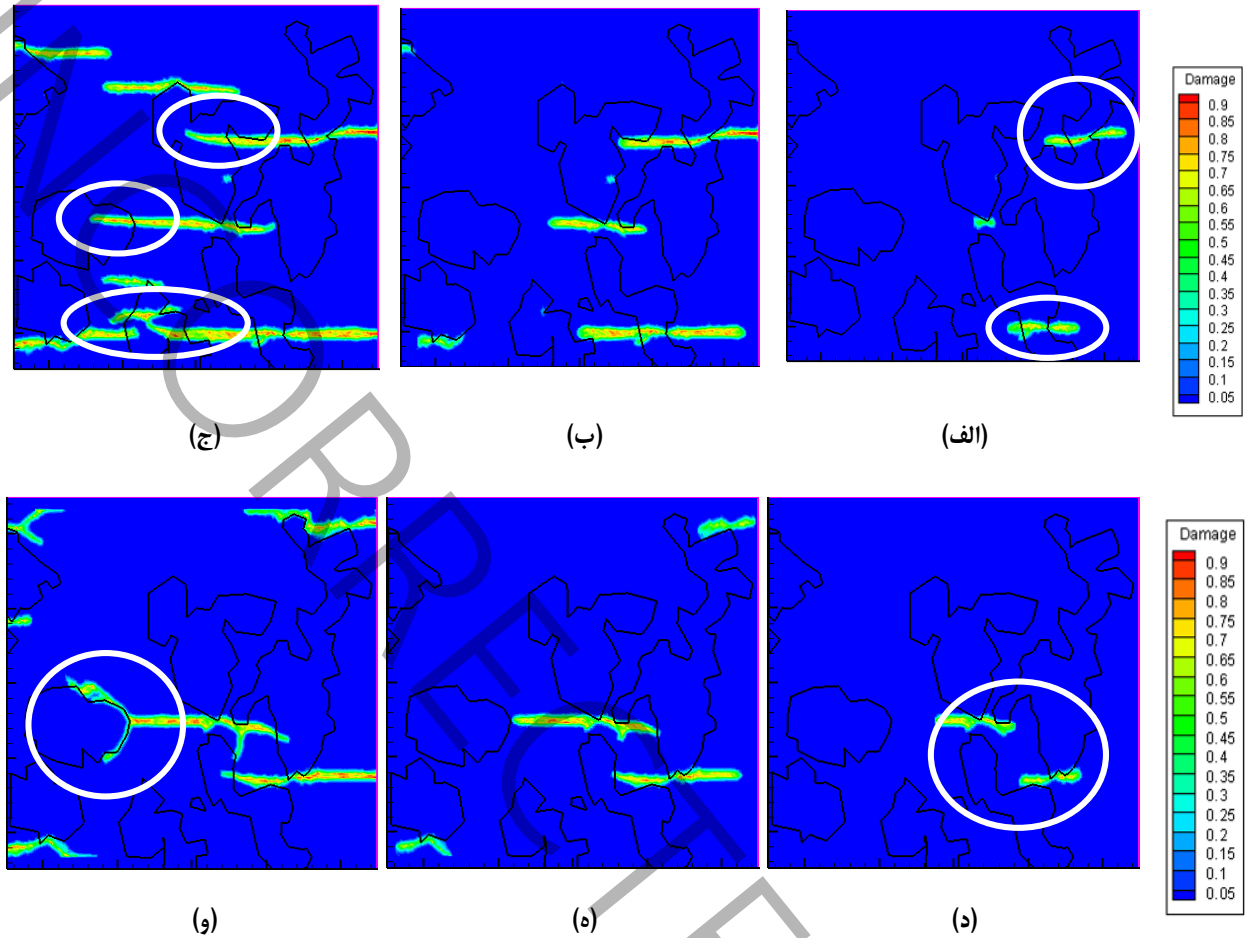
شکل ۱۵. آنالیز خرابی: الف، ج) تصویر میکروساختاری، ب، د) بار خارجی اعمالی به صورت جابجایی به میزان $0.12181 \mu\text{m}$

Fig. 15. Failure analysis: a, c) microstructural image, b, d) applied external load in the form of displacement up to $0.12181 \mu\text{m}$



شکل ۱۶. الگوی خرابی در المان حجمی نماینده با تعداد نقاط مختلف: الف) ۱۰۰۰۰ نقطه مادی، ب) ۴۰۰۰۰ نقطه مادی، ج) ۶۲۵۰۰ نقطه مادی، د) ۹۰۰۰۰ نقطه مادی

Fig. 16. Failure pattern in representative volume element with different number of points: a) 10000 material points, b) 40000 material points, c) 62500 material points, d) 90000 material points



شکل ۱۷. بررسی الگوی شکست درون دانه ای و مرزدانه ای ذرات مارتنزیتی: الف، د) بار اعمالی $0.127 \mu\text{m}$ ، ب، ه) $0.135 \mu\text{m}$ ، ج، و) $0.15 \mu\text{m}$

Fig. 17. Investigation of the intragranular and grain boundary fracture pattern of martensitic particles: a, d) applied load $0.127 \mu\text{m}$, b, e) $0.135 \mu\text{m}$, c, f) $0.15 \mu\text{m}$

داده شده است، بر خلاف شکل ۱۷-ج، آسیب تنها در ماتریس فریت گسترش می‌یابد و میکروترک‌ها نمی‌توانند از میان دانه‌های مارتنزیت عبور کنند و خرابی به صورت شکست بین‌دانه‌ای در مرزدانه‌ها گسترش می‌یابد.

۳- نتیجه‌گیری

با توجه به پیچیدگی تجزیه و تحلیل خرابی در مواد ناهمگن در مقیاس میکرو، تکنیک‌های عددی توانمندی برای توصیف مکانیزم آسیب در مواد دو یا چند فاز مورد نیاز است. نتایج تجربی و عددی بدست آمده حاکی از آن است که در فولادهای دوفازی خرابی‌ها از مرزدانه‌ها در نقاط مختلف آغاز شده و در ماتریس نرم رشد می‌کنند. شروع و به هم پیوستگی میکروترک‌ها

مقادیر کشش بحرانی بدین معنی است که آسیب در مارتنزیت‌ها در مقادیر کمتر کشش در مقایسه با ماتریس فریت شروع می‌شود. همانطور که نشان داده شده است آسیب از مرزدانه‌ها آغاز شده (شکل ۱۷-الف) و در هر دو فاز فریت و مارتنزیت (شکل ۱۷-ب) منتشر شده است. علاوه بر این، دانه‌های مارتنزیت نمی‌توانند در برابر انتشار آسیب مقاومت کرده و میکروترک‌ها از درون دانه‌های مارتنزیت عبور می‌کنند و شکستگی درون‌دانه‌ای در این مرحله رخ می‌دهد (شکل ۱۷-ج). در مدلسازی دیگری از رفتار میکرومکانیکی این ماده فرض شده است که مقدار کشش بحرانی مارتنزیت بالاتر از مقدار کشش بحرانی فریت باشد. این پارامتر برای فریت برابر 0.1 و برای مارتنزیت 0.12 در نظر گرفته شده است. همانطور که در شکل ۱۷-و نشان

| | |
|---------------|--|
| x' | بردار موقعیت مکانی یک جزء مادی در خانواده |
| Δx | فاصله بین دو جزء مادی |
| Y | بردار موقعیت مکانی تغییر شکل یافته یک جزء مادی |
| δ | شعاع محدوده اثر یک جزء مادی |
| θ | انبساط |
| μ | تابع اسکالر نشان دهنده وضعیت یک پیوند |
| ρ | چگالی |
| σ_{ij} | تنش |
| κ | مدول حجمی |
| ϕ | خرابی موضعی |
| v | نسبت پواسون |

و شبیه‌سازی آن با استفاده از مدل پدیدانامیکی توسعه یافته به عنوان یک روش جدید، اطلاعات دقیقتری را درباره اثرات ریزساختار واقعی بر الگوی آسیب فراهم می‌کند. همچنین، در این مقاله مدل جدیدی از مطالعه آغاز و انتشار خرابی برای شبیه‌سازی رفتار ماده بر اساس میکروساختار واقعی در مواد چند فاز از اراشه گردیده تا امکان بررسی دانه‌های با مرزهای هندسی پیچیده‌تر و احتمال شروع چند میکروتکرک هم‌زمان را با دقت بیشتری فراهم آورد.

تجزیه و تحلیل غیر موضعی پدیدانامیک نه تنها نشان می‌دهد که آسیب از مرز بین فریت و مارتنزیت آغاز می‌شود، بلکه قادر به بررسی انتشار آن به صورت خودکار در این دو فاز است. با توجه به مقادیر کشش بحرانی مسیر رشد میکروتکرک‌ها تعیین می‌شوند که در یک حالت آسیب به وسیله‌ی مارتنزیت‌ها متوقف شده (رشد مرزدانه‌ای) و در حالت دیگر منجر به شکست و چند تکه‌ای شدن دانه‌های مارتنزیت می‌شود (رشد درون‌دانه‌ای). علاوه بر این، با افزایش بار، آسیب از نقاط جدید آغاز شده و نحوه تعریف رفتار مادی پیوندها نیز بر الگوی آسیب پیش‌بینی شده، تاثیر می‌گذارد.

منابع

- [1] I. Benedetti, M.H. Aliabadi, A three-dimensional cohesive-frictional grain-boundary micromechanical model for intergranular degradation and failure in polycrystalline materials, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 265 (2013) 36-62.
- [2] M. Herbig, A. King, P. Reischig, H. Proudhon, E.M. Lauridsen, J. Marrow, J.-Y. Buffière, W. Ludwig, 3-D growth of a short fatigue crack within a polycrystalline microstructure studied using combined diffraction and phase-contrast X-ray tomography, *Acta Materialia*, 59(2) (2011) 590-601.
- [3] J. Liang, Z. Zhao, B. Guo, B. Sun, D. Tang, Enhancing plasticity by increasing tempered martensite in ultra-strong ferrite-martensite dual-phase steel, *Materials Research Express*, 6(2) (2018) 026502.
- [4] M. Maleki, H. Mirzadeh, M. Zamani, Effect of Intercritical Annealing Time at Pearlite Dissolution Finish Temperature (Ac1f) on Mechanical Properties of Low-Carbon Dual-Phase Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28(4) (2019) 2178-2183.
- [5] P. Lapouge, J. Dirrenberger, F. Coste, M. Schneider, Laser heat treatment of martensitic steel and dual-phase

۴- فهرست علائم

| | |
|--------------|---|
| E | مدول یانگ |
| $S_{(k)(j)}$ | اتساع بین دو جزء مادی k و j |
| S_c | مقدار بحرانی اتساع |
| T | انرژی جنبشی |
| $t_{(k)(j)}$ | بردار چگالی نیروی بین دو جزء مادی k و j |
| Δt | گام زمانی |
| \vec{t} | بردار چگالی نیروی داخلی |
| U | انرژی پتانسیل |
| u | بردار جابجایی |
| \dot{u} | بردار سرعت |
| \ddot{u} | بردار شتاب |
| v | حجم |
| V_{ij} | حجم محاسبه شده جزء مادی j در محدوده خانواده اجزاء مادی نقطه i |
| $W_{(i)}$ | چگالی انرژی کرنشی |
| $w_{(k)(j)}$ | میکروپتانسیل بین دو جزء مادی k و j |
| x | بردار موقعیت مکانی یک جزء مادی |

- Inconsistencies on Mechanical Properties of Dual-Phase Steel, *steel research international*, 90(1) (2019) 1800259.
- [15] D. De Meo, E. Oterkus, Finite element implementation of a peridynamic pitting corrosion damage model, *Ocean Engineering*, 135 (2017) 76-83.
- [16] E. Madenci, A. Barut, N. Phan, Peridynamic unit cell homogenization for thermoelastic properties of heterogenous microstructures with defects, *Composite Structures*, 188 (2018) 104-115.
- [17] S. Gur, M.R. Sadat, G.N. Frantziskonis, S. Bringuier, L. Zhang, K. Muralidharan, The effect of grain-size on fracture of polycrystalline silicon carbide: A multiscale analysis using a molecular dynamics-peridynamics framework, *Computational Materials Science*, 159 (2019) 341-348.
- [18] J. Zhao, Z. Chen, J. Mehrmashhadi, F. Bobaru, A stochastic multiscale peridynamic model for corrosion-induced fracture in reinforced concrete, *Engineering Fracture Mechanics*, 229 (2020) 106969.
- [19] A.A. Griffith, VI. The phenomena of rupture and flow in solids, *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character*, 221(582-593) (1921) 163-198.
- [20] S.A. Silling, Reformulation of elasticity theory for discontinuities and long-range forces, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48(1) (2000) 175-209.
- [21] E. Celik, I. Guven, E. Madenci, Simulations of nanowire bend tests for extracting mechanical properties, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 55(3) (2011) 185-191.
- [22] E. Madenci, E. Oterkus, *Peridynamic theory*, in: *Peridynamic theory and its applications*, Springer, 2013, pp. 19-43.
- [23] Y.K. Galadima, S. Oterkus, E. Oterkus, I. Amin, A.-H. El-Aassar, H. Shawky, Effect of phase contrast and inclusion shape on the effective response of viscoelastic composites using peridynamic computational homogenization theory, *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 31(1) (2024) 155-163.
- steel with high martensite content, *Materials Science and Engineering: A*, 752 (2019) 128-135.
- [6] B. Anbarlooie, M. Hosseini, H. Hosseini-Toudeshky, Micromechanical Failure Analyses and Tensile Behavior of Dual Phase Steel Using Two and Three-Dimensional Representative Volume Elements, *Mech. Eng.*, 51(3) (2019) 1-3 (In Persian).
- [7] H. Hosseini-Toudeshky, P. Parandavar, B. Anbarlooie, Stress-strain prediction of dual phase steels using 3D RVEs considering both interphase hardness variation and interface debonding at grain boundaries, *Archive of Applied Mechanics*, 92(1) (2022) 255-270.
- [8] M. Paggi, P. Wriggers, Stiffness and strength of hierarchical polycrystalline materials with imperfect interfaces, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 60(4) (2012) 557-572.
- [9] N. Sukumar, D.J. Srolovitz, T.J. Baker, J.H. Prévost, Brittle fracture in polycrystalline microstructures with the extended finite element method, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 56(14) (2003) 2015-2037.
- [10] G.K. Sfantos, M.H. Aliabadi, Multi-scale boundary element modelling of material degradation and fracture, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 196(7) (2007) 1310-1329.
- [11] G.K. Sfantos, M.H. Aliabadi, A boundary cohesive grain element formulation for modelling intergranular microfracture in polycrystalline brittle materials, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 69(8) (2007) 1590-1626.
- [12] Y. Liu, D. Fan, S.P. Bhat, A. Srivastava, Ductile fracture of dual-phase steel sheets under bending, *International Journal of Plasticity*, 125 (2020) 80-96.
- [13] S.K. Basantia, P.K. Prusty, D. Das, N. Khutia, Micro-scale simulation of nanoindentation characteristics in dual-phase steel, *Materials Today: Proceedings*, 33 (2020) 5055-5060.
- [14] H. Li, Z. Kong, J. Zhang, N. Kong, Numerical Study on the Effects of Chemical Composition and Microstructure

- method for quasi-static simulations using the peridynamic theory, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 53(3) (2010) 194-204.
- [28] B. Anbarlooie, H. Hosseini-Toudeshky, Damage mechanisms analyses in DP steels using SEM images, FEM, and nonlocal peridynamics methods, *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, (2024) 1-15.
- [29] A. Alaie, J. Kadkhodapour, S.Z. Rad, M.A. Asadabad, S. Schmauder, Formation and coalescence of strain localized regions in ferrite phase of DP600 steels under uniaxial tensile deformation, *Materials Science and Engineering: A*, 623 (2015) 133-144.
- [24] C. Mitts, E. C. Aifantis, E. Madenci, Peridynamics with strain gradient for modeling carbon nanotube under static and dynamic loading, *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 31(1) (2024) 147-154.
- [25] T. Vaitkunas, P. Griskevicius, A. Adumitroaie, Peridynamic material model calibration based on digital image correlation experimental measurements, *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 30(20) (2023) 4132-4145.
- [26] X.-P. Zhou, Y.-T. Wang, State-of-the-art review on the progressive failure characteristics of geomaterials in peridynamic theory, *Journal of Engineering Mechanics*, 147(1) (2021) 03120001.
- [27] B. Kilic, E. Madenci, An adaptive dynamic relaxation

چگونه به این مقاله ارجاع دهیم

B. Anbarlooie, H. Hosseini-Toudeshky, Analysis of Intragranular and Intergranular Microcracks in DP Steels Using the Microstructural Images and Peridynamics Method, Amirkabir J. Mech Eng., 56(6) (2024) 833-856.

DOI: [10.22060/mej.2024.23357.7749](https://doi.org/10.22060/mej.2024.23357.7749)



UNCORRECTED PROOF