

Оригинальная статья

УДК 691.714

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-3(53)-104-114

**УСЛОВИЯ ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛИ ПРИ
ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ЕЕ ПРОЧНОСТИ**

© 2025 г. В. В. Павлов¹, М. В. Темлянцев²

¹**Сибирская горно-металлургическая компания** (Россия, 654041, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кутузова, 37а)

²**Сибирский государственный индустриальный университет** (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Проведено исследование условий зарождения усталостных трещин в стали при циклических нагрузках в зависимости от ее прочности. При циклической нагрузке наиболее опасными являются напряжения растяжения, которые формируют нормальные растягивающие напряжения в плоскости скольжения дислокаций. Получено соотношение, позволяющее определить условия, при которых наиболее вероятно образование зародышей трещины от дефекта поверхности или от неметаллических включений. Установлено, что влияние неметаллических включений на возможность образования усталостных трещин индивидуально, зависит от морфологии неметаллических включений и их размеров. Крупные высокомодульные неметаллических включений диаметром 5,0 – 7,0 мкм и более могут быть ответственны за образование трещин во всем диапазоне прочностных свойств стали (вплоть от 500 до 2000 МПа). Пластичные низко модульные алюмосиликатные неметаллические включения с модулем Юнга не более чем у металлической матрицы (200 – 210 ГПа) не вызывают образование трещин во всем диапазоне предела прочности стали. Состояние поверхности (наличие микро- и макродефектов) металлоизделий повышает чувствительность стали к образованию усталостных трещин. Для практического применения разработаны графики, позволяющие спрогнозировать возникновение зародышевой усталостной трещины в зависимости от морфологического типа неметаллических включений, их размеров, состояния поверхности стального образца или металлоизделия и временного сопротивления стали. Представлены рекомендации по организации процесса раскисления стали, обеспечивающего формирование пластичных неметаллических включений с модулем Юнга не более 200 – 210 МПа и минимизирующих влияние на образование усталостных трещин. Полученные результаты имеют наибольший практический интерес для совершенствования технологий производства сталей, изделия (рельсы, рессоры, пружины, торсионные валы, автомобильные оси и т.п.) из которых работают в условиях циклических, знакопеременных нагрузок.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, усталостная прочность, неметаллические включения

Для цитирования: Павлов В.В., Темлянцев М.В. Условия зарождения усталостных трещин в стали при циклических нагрузках в зависимости от ее прочности. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;3(53):104–114. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-104-114](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-104-114)

**CONDITIONS FOR THE INITIATION OF FATIGUE CRACKS IN STEEL UNDER
CYCLIC LOADS, DEPENDING ON ITS STRENGTH**

© 2025 V. V. Pavlov¹, M. V. Temlyantsev²

¹**Siberian Mining and Metallurgical Company** (37a Kutuzova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass 654007, Russian Federation)

²**Siberian State Industrial University** (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. Currently, there are various, opposing points of view regarding the influence of non-metallic inclusions on the fatigue strength of steel. A number of studies by domestic and foreign metallurgists and materials scientists note the lack of correlation between the fatigue limit of steel and its total contamination with non-metallic inclusions.

At the same time, numerous studies indicate that the presence of non-metallic inclusions has no practical effect on the cyclic fatigue strength of medium-strength steel. However, for steel with $\sigma_B \geq 1200$ MPa, their negative effect is observed on transverse specimens, and for steel with $\sigma_B \geq 1700$ MPa, also on longitudinal specimens. This article examines the conditions for fatigue crack initiation in steel under cyclic loads depending on its strength. It is shown that, under cyclic loading, the most dangerous stresses are tensile stresses, which form normal tensile stresses in the dislocation slip plane. A relationship has been obtained that allows one to determine the conditions under which the formation of crack nuclei from a surface defect or from non-metallic inclusions is most likely. It has been established that the influence of non-metallic inclusions on the possibility of fatigue crack formation is individual and depends on the morphology of non-metallic inclusions and their sizes. Large high-modulus non-metallic inclusions with a diameter of $5.0 - 7.0 \mu\text{m}$ or more can be responsible for the formation of cracks in the entire range of steel strength properties up to 500 to 2000 MPa. Ductile low-modulus aluminosilicate non-metallic inclusions with a Young's modulus no greater than that of the metallic matrix (200 – 210 GPa) do not cause the formation of cracks in the entire range of the ultimate tensile strength of steel. For practical application, graphs have been developed that allow one to predict the occurrence of an embryonic fatigue crack depending on the morphological type of non-metallic inclusions, their sizes, the surface condition of the steel specimen or metal product, and the tensile strength of the steel. Recommendations are given for organizing the steel deoxidation process, ensuring the formation of ductile non-metallic inclusions with a Young's modulus of no more than 200 – 210 MPa and minimizing the impact on the formation of fatigue cracks.

Keywords: high-strength steel, fatigue strength, non-metallic inclusions

For citation: Pavlov V.V., Temlyantsev M.V. Conditions of fatigue crack formation in Steel under cyclic loads depending on its strength. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;3(53):104–114. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-104-114](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-104-114)

Введение

Явление усталости металлов было открыто более 150 лет тому назад. За этот период проведены многочисленные исследования фактических усталостных свойств стали. Установлена связь предела усталостной прочности с временным сопротивлением стали, выявлено влияние масштабного фактора на результаты испытаний усталостных свойств, микроструктуру [1 – 7], состояние поверхности (наличие рисок, надрезов и т.п.) [8; 9] и коррозионных процессов [10; 11] на показатели усталостной прочности испытываемых образцов.

В настоящее время существуют различные точки зрения по влиянию неметаллических включений (НВ) в стали на ее усталостную прочность σ_B . В работах [12 – 15] отмечают отсутствие связи между пределом выносливости стали и суммарной ее загрязненностью НВ. Наличие НВ не оказывает практического влияния на циклическую усталостную прочность стали средней прочности [15]: для стали с величиной $\sigma_B \geq 1200$ МПа отрицательное влияние НВ отмечается на поперечных образцах; при $\sigma_B \geq 1700$ МПа – и на продольных. При этом наиболее вредными являются сферические силикатные включения [16].

Наибольшей чувствительностью к НВ (причем определенных морфологических типов) при циклической нагрузке обладают стали в высокопрочном состоянии, например, в случае недеформированных алюмосиликатов [16]. Морфология НВ характеризуется модулем упругости [17]. При раскислении стали кремнием и алюми-

ем могут образовываться НВ от чистого глинозема (Al_2O_3) до легкоплавких алюмосиликатов с массовой долей кремния (SiO_2) до 60 – 70 %, соответственно модуль Юнга таких включений может изменяться от 80 – 120 до 380 – 420 ГПа.

Модуль упругости недеформируемых при прокатке алюмосиликатов находится в диапазоне 250 – 350 ГПа [12 – 14], то есть несколько выше средней величины (250 – 270 ГПа). В связи с этим изучение влияния НВ различных морфологических типов, их размеров, установление граничных условий чувствительности усталостных свойств стали к НВ представляется актуальной задачей.

Разработка расчетной модели

Зарождение усталостной трещины происходит в результате генерации и последующего скольжения дислокаций под воздействием касательных сдвиговых напряжений [18]. По общепринятой дислокационной теории образования зародышевой трещины следует, что если на пути движущихся дислокаций возникает препятствие, то первичная дислокация останавливается (если отсутствуют условия ее переползания), а под действием достаточных касательных напряжений последующие дислокации могут сливаться, образуя микротрещину [19; 20]. Процесс генерации и скольжения дислокаций является результатом пластической деформации металла, то есть касательные напряжения, действующие в плоскости скольжения, должны превышать предел текучести при сдвиге (τ_T).

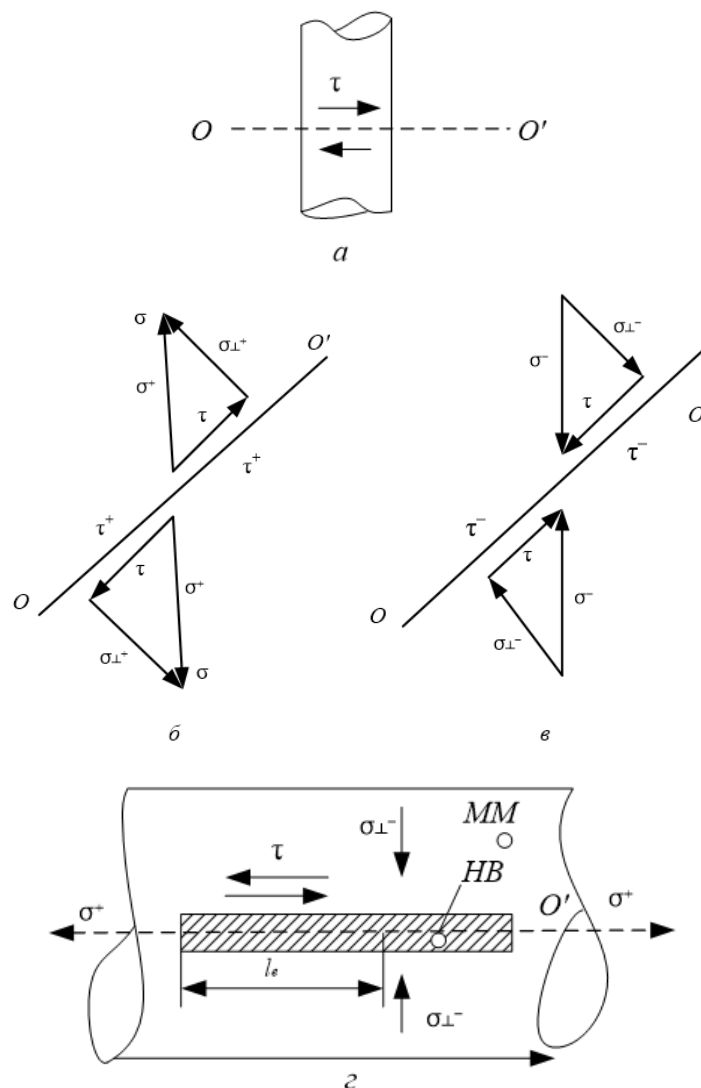


Рис. 1 Схема возникновения нормальных и касательных напряжений при воздействии внешних нагрузок растяжением (σ^+), сжатием (σ^-) и при чистом сдвиге τ^0 :

a – чистый сдвиг; b – растяжение; c – сжатие; d – растяжение сдвига в зоне дислокации HB; $\tau^+(\tau^-)$ – напряжения сдвига вызванные растягивающей (сжимающей) нагрузкой; τ^0 – касательное напряжение при чистом сдвиге; $\sigma^+(\sigma^-)$ – нормальные напряжения нагрузки растяжением (сжатием); $\sigma_\perp^+(\sigma_\perp^-)$ – нормальные напряжения растяжения (сжатия), действующие на плоскость касательных напряжений сдвига; $\tau_T^0, \tau_T^+, \tau_T^-, \tau_T^{HB}$ – предел текучести при сдвиге (чистый сдвиг, растяжении, сжатии, в MM y HB)

Fig. 1. The scheme of occurrence of normal and tangential stresses under the influence of external loads by stretching (σ^+), compression (σ^-) and with a net shear of τ^0 :

a – net shear; b – stretching; c – compression; d – shear stretching in the dislocation zone HB; $\tau^+(\tau^-)$ – shear stresses caused by a tensile (compressive) load; τ^0 – tangential stress during net shear; $\sigma^+(\sigma^-)$ – normal tensile (compression) load stresses; $\sigma_\perp^+(\sigma_\perp^-)$ – normal tensile (compression) stresses acting on the plane of tangential shear stresses; $\tau_T^0, \tau_T^+, \tau_T^-, \tau_T^{HB}$ – shear yield strength (net shear, tension, compression, in MM at HB)

Зарождение трещин при циклических нагрузках происходит при общих напряжениях в металле гораздо меньших, чем его предел текучести, то есть в области упругих деформаций детали или образца. В работе [21] сделано предположение, что на всех стадиях разрушения решающую роль играют не средние напряжения в сечении, а локальные, которые могут резко отличаться от средних. Возникновение трещин происходит только в том случае, если местные напряжения, формирующиеся в результате локальной пластической деформации, достигают определенно-

го критического значения. Учитывая, что движение дислокаций (деформация) происходит под действием касательных напряжений сдвига, уровень этих напряжений в локальных областях должен достигать предела текучести при сдвиге (τ_T).

Сдвиговые напряжения возникают в металле при растяжении (сжатии) образцов (деталей) [19], а также при взаимодействии неметаллических включений и металлической матрицы (MM) на границах их раздела [22 – 25] (рис. 1).

В отличие от схемы чистого сдвига (рис 1, а), во всех других случаях помимо касательных напряжений возникают нормальные напряжения к плоскости скольжения: растягивающие (рис. 1, б), сжимающие (рис. 1, в, г) при приложении соответствующих внешних нагрузок.

При растяжении (сжатии) образцов (деталей) возникающие напряжения $\tau^+(\tau^-)$ и $\sigma_{\perp}^+(\sigma_{\perp}^-)$ можно описать [19] следующим уравнением:

$$\tau^+(\tau^-) = \sigma^+(\sigma^-) \sin \alpha \cos \beta,$$

где α – угол между осью нагрузки и плоскостью скольжения; β – угол между осью нагрузки и направлением скольжения.

Напряжения максимальные когда $\alpha = \beta = 45^\circ$. В этом случае можно записать:

$$\begin{aligned} \tau^+(\tau^-) &= 0,5\sigma^+(\sigma^-); \\ \sigma_{\perp}^+(\sigma_{\perp}^-) &= 0,5\sigma^+(\sigma^-). \end{aligned} \quad (1)$$

В таких условиях численные значения нормальных и касательных напряжений равны.

При взаимодействии НВ и ММ касательные напряжения в плоскостях, параллельных оси нагрузки, равны [17]:

$$\tau^+ = K.K.H.\sigma^+, \quad (2)$$

где $K.K.H.$ – коэффициент концентрации напряжений.

Сжимающие напряжения нормальные к плоскости скольжения

$$\sigma_{\perp}^- = \mu\sigma^+,$$

где μ – коэффициент Пуассона (для стали $\mu \approx 0,25 - 0,30$).

Воздействие нормальных растягивающих напряжений к плоскости скольжения приводит к снижению порога генерации и страгивания дислокаций в этой плоскости. Нормальные напряжения сжатия, наоборот, увеличивают энергетический порог. Возможной причиной этого эффекта может быть изменение величины трения решетки (сила Пайерлса). Практическим примером может служить тот факт, что прочностные характеристики стали при испытании на сжатие в 3 – 5 раз превосходит аналогичные параметры при испытании на растяжение. Это подтверждается экспериментальными данными [26].

Указанные обстоятельства приводят к выводу о неравенстве предела текучести металла при сдвиге для различных условий нагружения, то есть их величины можно расположить в ряд:

$$\tau_T^+ < \tau_T^0 < \tau_T^{-HB} < \tau_T^-.$$

Используя известные эмпирические зависимости между прочностными характеристиками стали (σ_T , σ_B , τ_T , τ_B) [22, 24 – 27], рассчитаны их приближенные соотношения к пределу текучести при чистом сдвиге:

$$\begin{aligned} \tau_T^- &= (2,5 - 3,1) \tau_T^0; \\ \tau_T^+ &= (0,60 - 0,80) \tau_T^0; \\ \tau_T^{-HB} &= (1,3 - 1,6) \tau_T^0. \end{aligned} \quad (3)$$

Принимая в модели среднее значение коэффициентов в соотношениях (3) можно записать:

$$\tau_T^{-HB} = 2,1 \tau_T^+. \quad (4)$$

Следует отметить, что нагрузка растяжением, при прочих равных условиях, обеспечивает минимальный уровень предела текучести металла при сдвиге, поэтому в модели будет анализироваться именно эта схема внешней нагрузки.

Напряжение внешней нагрузки, при которой достигается уровень касательных напряжений, равный пределу текучести при сдвиге, есть предел усталостной прочности.

Таким образом, учитывая зависимости (1) и (2) можно записать:

$$\begin{aligned} \tau_T^+ &= 0,55\sigma_T = K_T\sigma_{-1}^+; \\ \tau_T^{-HB} &= K.K.H. \sigma_{-1}^{+HB}, \end{aligned}$$

где K_T – коэффициент увеличения напряжений от дефекта поверхности (риски, надрезы и т.п.); σ_{-1}^+ – предел усталостной прочности в зоне концентрации напряжения от поверхностного дефекта; $K.K.H.$ – коэффициент концентрации напряжений от взаимодействия НВ и ММ; σ_{-1}^{+HB} – предел усталостной прочности в зоне НВ.

Учитывая равенство (4), получаем следующее:

$$K.K.H. \sigma_{-1}^{+HB} = 2,1 K_T \sigma_{-1}^+$$

или

$$\frac{\sigma_{-1}^+}{\sigma_{-1}^{+HB}} = \frac{K.K.H.}{2,1K_T} = 0,9 \frac{\tau_B^{MM} E_{HB}}{\sigma_{B(d)}^{HB} E_{MM} K_T}. \quad [16; 20] \quad (5)$$

Полученное уравнение (5) позволяет определить условия, при которых наиболее вероятно образование зародышей трещины от дефекта поверхности или от НВ.

Соотношение модулей упругости характеризует морфологический тип НВ, а $\sigma_{B(d)}^{HB}$ – его размер (рис. 2) [22 – 26]: $\frac{\sigma_{-1}^+}{\sigma_{-1}^{+HB}} < 1$ – наиболее вероятно зарождение трещины от поверхностного концентратора; $\frac{\sigma_{-1}^+}{\sigma_{-1}^{+HB}} > 1$ – наиболее вероятной причиной зарождения является концентрация напряжений около НВ.

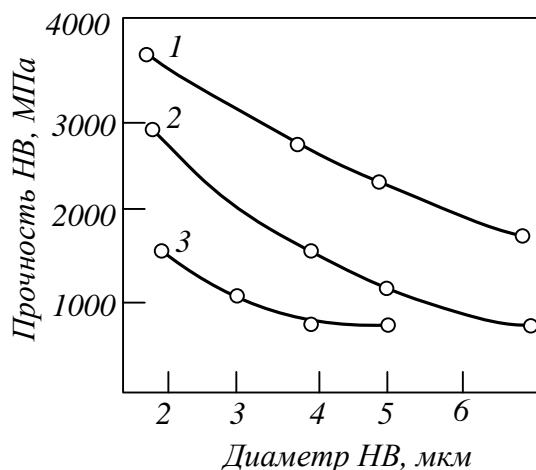


Рис. 2. Прочность HB в зависимости от их диаметра:
 1 – HB состава 20 % SiO₂; 80 % Al₂O₃; 2 – HB состава 10 % SiO₂; 90 % Al₂O₃; 3 – HB корунд 100 % Al₂O₃
 Fig. 2. The strength of HB depending on their diameter:
 1 – HB composition 20% SiO₂; 80% Al₂O₃;
 2 – HB composition 10 % SiO₂; 90 % Al₂O₃;
 3 – HB corundum 100 % Al₂O₃

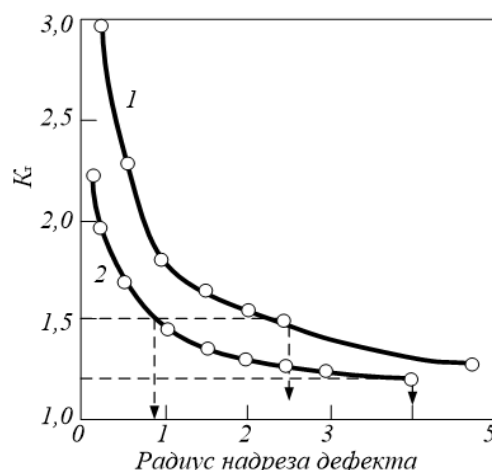


Рис. 3. Зависимость теоретического коэффициента концентрации напряжений от радиуса поверхностного дефекта [29]:
 1 и 2 – глубина надреза 0,24 и 0,05 мм
 Fig. 3. Dependence of the theoretical stress concentration coefficient on the radius of the surface defect [29]:
 1 and 2 – incision depth of 0.24 and 0.05 mm

Анализ результатов многовариантных расчетов

На основе представленной модели провели расчеты для четырех морфологических типов HB (см. таблицу, характеристики HB взяты из работ [12 – 14]) и трех величин K_T для цилиндрических образцов диаметром 10 мм, равных (рис. 1):

- 1,0 – идеально полированной поверхности;
- 1,2 – кольцевой дефект (надрез) глубиной 0,05мм, радиус в вершине 4,0 мм;
- 1,5 – кольцевой дефект глубиной 0,05 мм, радиус в вершине 0,8 мм, или глубиной 0,24 мм, радиус 2,5 мм (рис. 3).

Зависимости величины K_T от радиуса поверхностного дефекта для цилиндрического образца диаметром 10 мм (рис. 3) взяты из работы [28].

Используя модель, провели расчеты для всех заданных параметров в зависимости от временного сопротивления стали. На рис. 4 приведен в качестве примера расчет для HB, состоящего из

80 % Al₂O₃ и 20 % SiO₂. По линиям пересечения равновесного состояния ($\sigma_{-1}^+/\sigma_{-1}^{-HB} = 1$) определяли граничные условия вероятного образования зародышевых усталостных трещин. Результаты моделирования представлены на рис. 5. При временном сопротивлении стали менее 800 – 900 МПа (рис. 4) модель показывает максимальную величину $\sigma_{-1}^+/\sigma_{-1}^{-HB}$ в этом диапазоне. Это вызвано особенностью микроструктуры металла с прочностью 400 – 900 МПа, имеющего избыточный феррит, который располагается по границам с HB [17; 24]. В расчете приняли максимальное временное сопротивление феррита для низколегированных марок стали 500 МПа. В результате этого при усталостных испытаниях в таких сталях, как правило, не обнаруживается влияние HB на циклическую прочность (рис. 5). Влияние может быть установлено только при наличии крупных высокомодульных HB: для глинозема 5 мкм и более для глобуля (90 % Al₂O₃;

Характеристики HB для расчета моделей Characteristics of the NV for model calculations

Тип HB	Состав HB, %		E, ГПа	d, мкм	σ_b , МПа
	Al ₂ O ₃	SiO ₂			
Глинозем	100	–	380	3,0	1000
Недеформируемые:				5,0	600
Глобуль I	90	10	350	3,0	2100
				5,0	1000
				7,0	500
Глобуль II	80	20	320	3,0	3200
				5,0	2200
				7,0	1500
Пластичный алюмосиликат	25	65 + 10MgO	80	10	2600

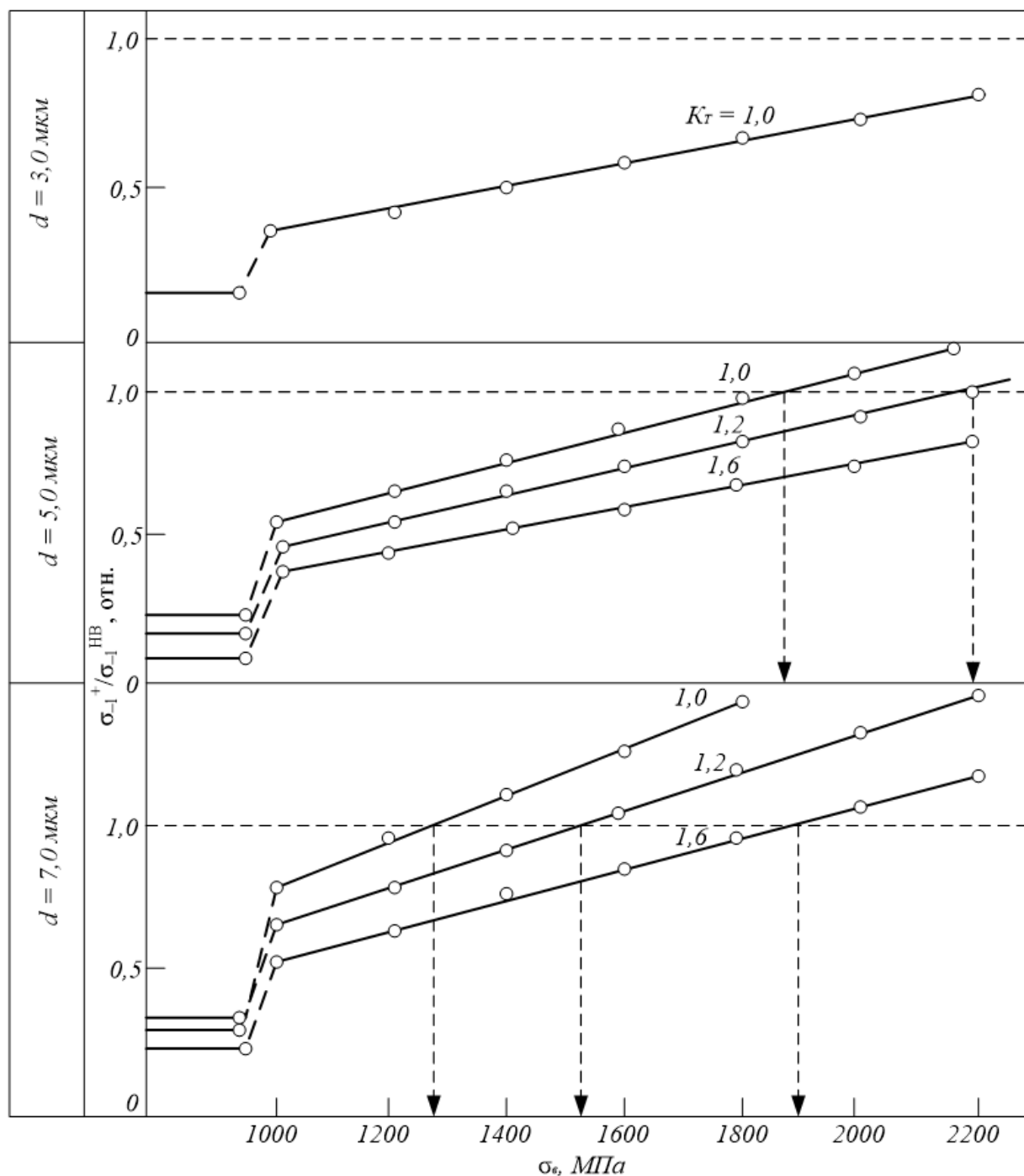


Рис 4. Зависимость величины $\sigma_{-1}^+ / \sigma_{-1}^{-HB}$ от прочности стали (σ_s), коэффициента концентрации напряжений (K_T) и толщины HB (d) для HB состава 80 % Al_2O_3 ; 20 % SiO_2 ; $E = 380$ ГПа

Fig. 4. Dependence of the value of $\sigma_{-1}^+ / \sigma_{-1}^{-HB}$ on the strength of steel (σ_s), the stress concentration factor (SCF) and the thickness of the HB (d) for the HB composition of 80 % Al_2O_3 ; 20 % SiO_2 ; $E = 380$ GPa

10 % SiO_2) 7,0 мкм и более, на хорошо подготовленных образцах ($K_T = 1,0$). Увеличение размерного фактора HB повышает чувствительность результатов усталостных испытаний к загрязненности стали HB, пороговые временные сопротивления стали заметно снижаются (рис. 5). Ухудшение качества поверхности образцов (увеличение параметра K_T) существенно повышает вероятность зарождения усталостной трещины от дефектов поверхности, снижая при этом чувствительность к HB.

Следует отметить существенное влияние морфологического типа HB на зону вероятного зарождения усталостных трещин. Например, если рассмотреть одинаковый размерный фактор HB ($d = 3$ мкм), то граничные значения временного сопротивления при переходе от чистого глинозема ($E = 380$ ГПа) к глобулю I ($E = 350$ ГПа) возрастают с 950 – 1000 до 1700 МПа и более. Влияние HB типа глобуль II ($E = 320$ ГПа) и пластичного силиката ($E = 80$ ГПа) на усталостную прочность полностью отсутствует,

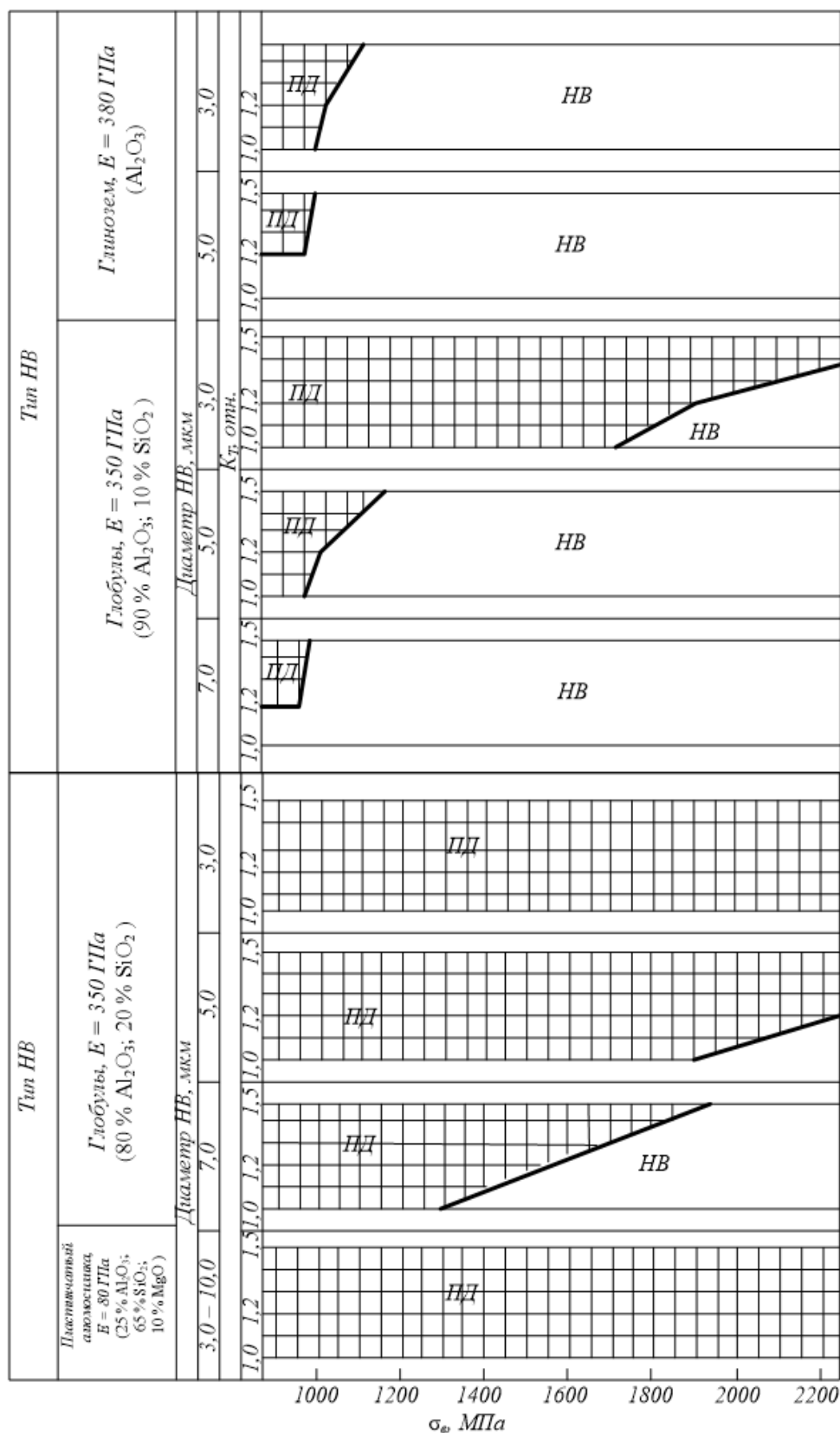


Рис. 5 Граничные условия наиболее вероятного возникновения зародышевой усталостной трещины в зависимости от морфологического типа НВ, его размера, состояния поверхности испытываемого образца и временного сопротивления стали: ПД – зона временного сопротивления стали, где вероятное зарождение усталостной трещины определяется состоянием поверхности образца; НВ – зона вероятного зарождения трещины от НВ

Fig. 5. Boundary conditions for the most probable occurrence of an embryonic fatigue crack depending on the morphological type of the NF, its size, the surface condition of the test specimen and the ultimate strength of the steel:

ПД – is the zone of values of the ultimate strength of the steel where the probable initiation of a fatigue crack is determined by the surface condition of the specimen; НВ – is the zone of probable crack initiation from HB

причем НВ в виде пластичного силиката не оказывают влияния на образование усталостных трещин при всех значениях K_T и размерного параметра.

Влияние НВ на процесс зарождения усталостных трещин при циклических нагрузках следует рассматривать не в плане общей загрязненности металла, а селективно, в зависимости от их морфологического типа. При исследовании влияния НВ на процесс зарождения усталостных трещин необходимо тщательно препарировать поверхность испытуемых образцов, в связи с тем, что даже неглубокие дефекты с большим радиусом закругления ($l = 0,05$ мм, $r = 4,0$ мм) могут существенно изменять порог чувствительности испытаний к их воздействию. Представленные результаты позволяют объяснить утверждение об отсутствии влияния НВ на усталостную прочность стали. По-видимому, исследователи проводили эксперименты в области параметров зоны ПД (рис. 5), где вероятное зарождение усталостной трещины определяется состоянием поверхности образца. В связи с этим, следует отметить, что выводы, приведенные в работе [15], являются частным случаем. При загрязненности стали, например, глиноземистыми включениями пороговые временные сопротивления могут быть гораздо ниже приведенных в этой работе.

Для обеспечения высокого уровня усталостной прочности высокопрочных марок стали (рессорно-пружинные, стали для торсионных валов, автомобильных осей и т.п.) необходимо использовать технологии выплавки и раскисления, формирующие пластичные НВ с модулем Юнга не более 200 – 210 МПа. Такие НВ содержат не более 35 – 40 % Al_2O_3 и не менее 50 % SiO_2 [17]. В жидкой стали они находятся в расплавленном, жидкоподвижном состоянии, легко коалесцируют и ассимилируются печным шлаком соответствующего состава. В результате этого возможно минимизировать или совсем исключить влияние НВ на образование усталостных трещин. Снижение влияния фактора поверхности можно осуществить повышением чистоты ее обработки. При применении стальных изделий с черновой поверхностью (пружины, рессоры) существенное влияние на усталостную прочность может оказывать поверхностный обезуглероженный слой, в котором после финишной термической обработки будут иметь место пониженные прочностные и усталостные свойства относительно сердцевины (образца, изделия) [29]. В этом случае перспективна дробеструйная обработка поверхности, которая частично удаляет менее прочный

обезуглероженный слой и формирует сжимающие напряжения в поверхностном слое [30 – 32].

Выводы

При циклической нагрузке наиболее опасными являются напряжения растяжения, которые формируют нормальные растягивающие напряжения в плоскости скольжения дислокаций, снижая тем самым сопротивление деформации (τ_T^+) в этой плоскости.

Влияние НВ на возможность образования усталостных трещин индивидуально, зависят от морфологии НВ ($E_{НВ}$), размерного фактора (диаметра НВ). Крупные высокомодульные НВ диаметром 5,0 – 7,0 мкм и более могут быть ответственны за образование трещин во всем диапазоне прочностных свойств стали вплоть от 500 до 2000 МПа.

Состояние поверхности образцов снижает чувствительность стали к образованию усталостных трещин. В этом случае превалирует фактор дефектов поверхности.

Пластичные низко модульные алюмосиликатные НВ с модулем Юнга не более чем у ММ (200 – 210 ГПа) не вызывают образование трещин во всем диапазоне величины σ_B .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Попелюх А.И., Веселов С.В., Мункуева Д.Д., Тимонин В.В., Карпов В.Н. Влияние неметаллических включений на сопротивление стали разрушению при многократном динамическом сжатии. *Металловедение*. 2017;2(75):67–78.
2. Zhang J.M., Li S.X., Yang Z.G., Li G.Y., Hui W.J., Weng Y.Q. Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*. 2007;29(4):765–771. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.06.004>
3. Dominguez G.M.A. Prediction of very high cycle fatigue failure for high strength steels, based on the inclusion geometrical properties. *Mechanics of Materials*. 2008;40(8):636–640. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2008.03.001>
4. Zhang C., Wang R., Zhu H. experimental study on mechanical properties of q690 high strength steel after fatigue damage. *Jianzhu Jiegou Xuebao*. 2021;T.42(4):17–184.
5. Tong L., Niu L., Ren Zh., Zhao X.L. experimental research on fatigue performance of high-strength structural steel series. *Journal of Constructional Steel Research*. 2021;183:106743.
6. Yang Z.G., Zhang J.M., Li S.X., Li G.Y., Wang Q.Y., Hui W.J., Weng Y.Q. On the criti-

- cal inclusion size of high strength steels under ultra-high cycle fatigue. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;427(1-2):167–174. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.068>
7. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. *Усталость металлов*. М.: Наука, 2015. – 484 с.
 8. Oberreiter M., Horvath M., Stoschka M., Fladischer S. *Effect of surface finishing state on fatigue strength of cast aluminium and steel alloys*. Fladischer S. *Materials*. 2023;16.(13):4755.
 9. Bae D.Su., Lee J.K. Effect of surface roughness on fatigue strength in mar-tensitic stainless steel. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. 2024;25.(10):2125–2131.
 10. Guo H., Wei H., Li G., Wang Ya. Experimental research on fatigue performance of corroded q690 high-strength steel. *Journal of Materials in Civil Engineering*. 2021;33(11):04021304.
 11. Zhao X., Zhang W., Chen H. Comparative research on fatigue performance of high-strength bainitic steel with or without corrosion. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020;29(11):7488–7498.
 12. Шпис Х.И. *Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации*. Пер. с нем. Москва: Металлургия. 1971:127.
 13. Sumita M., Uchiyama J., Araki T. Araki: A Model Experiment on Relationship between Fatigue Properties of Steel and Size, Shape, and Distribution of Inclusions. *Tetsu To Hagane*. 1971;57(2):289 – 334.
 14. Murakami Yu. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, 2002:386.
 15. Терентьев В.Ф., Перухов А.Н. *Усталость высокопрочных металлических материалов*. Москва: ИМЕТ РАН-ЦИАМ, 2013:514.
 16. Frith P.H. Fatigue tests on rolled alloy steels made in electric and open-hearth furnaces *J. iron and Steel Inst.* 1955;180(1):26–38.
 17. Павлов В.В. *Неметаллические включения, усталость, дефекты контактной усталости*. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ. 2021:144.
 18. Bhat S.P., Fine M.E. Fatigue crack nucleation in iron and a high strength low alloy steel. *Materials Science and Engineering*. 2001;314(1-2):90–96.
 19. Гуртов В.А., Осауленко Р.Н. *Физика твердого тела для инженеров*. Москва: Техносфера. 2012:558.
 20. Toribio J., González B., Matos J.C. transient and steady state regimes of fatigue crack growth in high strength steel. *Key Engineering Materials*. 2012;525-526:553–556.
 21. Саррак В.Н. О хрупком разрушении стали. В кн.: *Металловеды*. Иркутск: изд. Иркутского ун-та. 2009:258–261.
 22. Павлов В.В., Корнева Л.В. Взаимодействие системы «металлическая матрица – неметаллическое включение» в рельсовой стали. В кн.: *Сб. науч. докладов «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений»*. Екатеринбург. 2010:133–148.
 23. Павлов В.В., Корнева Л.В. Разработка методики оценки скопления рельсовой стали к образованию дефектов контактно усталостного происхождения. В кн.: *Сб. науч. докладов «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений»*. Екатеринбург. 2011:117–137.
 24. Павлов В.В., Темлянцев М.В., Трошкина А.В. О связи усталостных показателей с прочностными свойствами стали и роли неметаллических включений. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2020;(2):44–50.
 25. Павлов В.В., Темлянцев М.В., Бухмиров В.В. Увеличение усталостной прочности стали высокопрочных марок. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;Т.66.(5):522–527.
 26. Одинг И.А. *Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов*. Москва: Машгиз. 1962:260.
 27. Федюкин В.К. *Критический анализ учения о сопротивлении материалов*. Санкт-Петербург: изд. Михайлова В.А. 2006;251.
 28. Нордлинг К., Остерман Д. *Справочник по физике для ученого и инженера*. Санкт-Петербург: БХВ-Петербург. 2011;522.
 29. Park Ye.Ch., An Ch.B., Kim M., Sim H.Bo. Effect of the depth of decarburized layer in sk15 tension clamp on fatigue strength. *Applied Sciences (Switzerland)*. 2021;11(9):3841.
 30. Tekeli S. Enhancement of fatigue strength of sae 9245 steel by shot peening. *Materials Letters*. 2002;57.(3):604–608.
 31. De la rosa C.E.F., Trejo M.H., Román M.C., López E.A. Effect of decarburization on the residual stresses produced by shot peening in automotive leaf springs. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016;25(7):2596–2603.
 32. Malikoutsakis M., Gakias Ch., Makris I., Kinzel P., Müller E., Pappa M., Michailidis N., Savaidis G. on the effects of heat and surface treatment on the fatigue performance of high-strength leaf springs. *MATEC Web of Conferences*. 2021;349:04007.

REFERENCES

1. Popelyukh A.I., Veselov S.V., Munkueva D.D., Timonin V.V., Karpov V.N. The effect of nonmetallic inclusions on the fracture resistance of steel under repeated dynamic compression. *Metallovedenie*. 2017;2(75):67–78. (In Russ.).
2. Zhang J.M., Li S.X., Yang Z.G., Li G.Y., Hui W.J., Weng Y.Q. Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*. 2007;29(4):765–771. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.06.004>
3. Dominguez G.M.A. Prediction of very high cycle fatigue failure for high strength steels, based on the inclusion geometrical properties. *Mechanics of Materials*. 2008;40(8):636–640. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2008.03.001>
4. Zhang C., Wang R., Zhu H. experimental study on mechanical properties of q690 high strength steel after fatigue damage. *Jianzhu Jiegou Xuebao*. 2021;42(4):17–184.
5. Tong L., Niu L., Ren Zh., Zhao X.L. experimental research on fatigue performance of high-strength structural steel series. *Journal of Constructional Steel Research*. 2021;183:106743.
6. Yang Z.G., Zhang J.M., Li S.X., Li G.Y., Wang Q.Y., Hui W.J., Weng Y.Q. On the critical inclusion size of high strength steels under ultra-high cycle fatigue. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;427(1-2):167–174. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.068>
7. Terent'ev V.F., Korableva S.A. *Metal fatigue*. Moscow: Nauka, 2015:484. (In Russ.).
8. Oberreiter M., Horvath M., Stoschka M., Fladischer S. Effect of surface finishing state on fatigue strength of cast aluminium and steel alloys. *Fladischer S. Materials*. 2023;16(13):4755.
9. Bae D.Su., Lee J.K. Effect of surface roughness on fatigue strength in mar-tensitic stainless steel. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. 2024;25(10):2125–2131.
10. Guo H., Wei H., Li G., Wang Ya. experimental research on fatigue performance of corroded q690 high-strength steel. *Journal of Materials in Civil Engineering*. 2021;33(11).
11. Zhao X., Zhang W., Chen H. comparative research on fatigue performance of high-strength bainitic steel with or without corrosion. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020;29(11):7488–7498.
12. Shpis H.I. Behavior of non-metallic inclusions in steel during crystallization and deformation. Translated from German. Moscow: Metallurgy. 1971:127. (In Russ.).
13. Sumita M., Uchiyama J., Araki T. Araki: A Model Experiment on Relationship between Fatigue Properties of Steel and Size, Shape, and Distribution of Inclusions. *Tetsu To Hagane*. 1971;57(2):289–334.
14. Murakami Yu. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, 2002:386.
15. Terent'ev V.F., Petukhov A.N. *Fatigue of high-strength metal materials*. Moscow: IMET RAN-TsIAM, 2013:514. (In Russ.).
16. Frith P.H. Fatigue tests on rolled alloy steels made in electric and open-hearth furnaces *J. iron and Steel Inst*. 1955;180(1):26–38.
17. Pavlov V.V. *Non-metallic inclusions, fatigue, contact fatigue defects*. Novokuznetsk: IS Sibgiu. 2021:144. (In Russ.).
18. Bhat S.P., Fine M.E. Fatigue crack nucleation in iron and a high strength low alloy steel. *Materials Science and Engineering*. 2001;14(1-2):90–96.
19. Gurtov V.A., Osaulenko R.N. *Solid State Physics for Engineers*. Textbook. Moscow: Tekhnosfera. 2012:558. (In Russ.).
20. Toribio J., González B., Matos J.C. transient and steady state regimes of fatigue crack growth in high strength steel. *Key Engineering Materials*. 2012.525-526:553–556.
21. Sarraf V.N. On brittle fracture of steel. In the collection "Metal scientists". Irkutsk: Irkutsk University Press. 2009:258–261. (In Russ.).
22. Pavlov V.V., Korneva L.V. Interaction of the "metal matrix - non-metallic inclusion" system in rail steel. In: *The collection of scientific reports "Improving the quality and operating conditions of rails and rail fastenings"*. Ekaterinburg. 2010:133–148. (In Russ.).
23. Pavlov V.V., Korneva L.V. Development of a methodology for assessing the accumulation of rail steel to the formation of defects of contact fatigue origin. In: *The collection of scientific reports "Improving the quality and operating conditions of rails and rail fastenings"*. Ekaterinburg. 2011:117–137. (In Russ.).
24. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Troshkina A.V. On the relationship between fatigue performance and strength properties of steel and the role of non-metallic inclusions. *Problems of Ferrous Metallurgy and Materials Science*. 2020;(2):44–50. (In Russ.).
25. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Troshkina A.V. On the relationship between fatigue performance and strength properties of steel and the role of non-metallic inclusions. *Problems of Ferrous Metallurgy and Materials Science*. 2020;(2):44–50. (In Russ.).

26. Oding I.A. *Permissible stresses in mechanical engineering and cyclic strength of metals*. Moscow: Mashgiz. 1962:260. (In Russ.).
27. Fedyukin V.K. *Critical analysis of the theory of resistance of materials*. St. Petersburg: Mikhailov V.A. Publishing House, 2006;251. (In Russ.).
28. Nordling K., Osterman D. *Handbook of Physics for Scientists and Engineers*. St. Petersburg: BHV-Petersburg. 2011;522. (In Russ.).
29. Park Ye.Ch., An Ch.B., Kim M., Sim H.Bo. Effect of the depth of decarburized layer in sk15 tension clamp on fatigue strength. *Applied Sciences (Switzerland)*. 2021;11(9):3841.
30. Tekeli S. Enhancement of fatigue strength of sae 9245 steel by shot peening. *Materials Letters*. 2002;57(3):604–608.
31. De la rosa C.E.F., Trejo M.H., Román M.C., López E.A. Effect of decarburization on the residual stresses produced by shot peening in automotive leaf springs. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016;25(7):2596–2603.
32. Malikoutsakis M., Gakias Ch., Makris I., Kinzel P., Müller E., Pappa M., Michailidis N., Savaidis G. on the effects of heat and surface treatment on the fatigue performance of high-strength leaf springs. *MATEC Web of Conferences*. 2021;349:04007.

Сведения об авторах:

Вячеслав Владимирович Павлов, заместитель директора по техническим вопросам, Сибирская горно-металлургическая компания

Михаил Викторович Темлянец, д.т.н., проректор по реализации стратегического проекта, Сибирский государственный индустриальный университет

ORCID: 0000-0001-7985-5666

E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru

SPIN-код: 6169-5458

Information about the Authors

Vyacheslav V. Pavlov, Deputy Technical Director, Siberian Mining and Metallurgical Company

Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Vice-Rector for Strategic Project Implementation, Siberian State Industrial University

ORCID: 0000-0001-7985-5666

E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru

SPIN-код: 6169-5458

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 25.06.2025

После доработки 31.07.2025

Принята к публикации 04.08.2025

Received 25.06.2025

Revised 31.07.2025

Accepted 04.08.2025