



УДК 691.714

DOI 10.17073/0368-0797-2023-5-522-528

Оригинальная статья
Original article

УВЕЛИЧЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СТАЛЕЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАРОК

В. В. Павлов¹, М. В. Темлянец², В. В. Бухмиров³

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)

³ Ивановский государственный энергетический университет им. В.И. Ленина (Россия, 153003, Иваново, ул. Рабфаковская, 34)

✉ uchebn_otdel@sibsiu.ru

Аннотация. Рассматривается вопрос увеличения усталостной прочности сталей высокопрочных марок. По результатам экспериментальных измерений предела усталостной прочности (σ_{-1}) стали пружинных марок проведен анализ влияния временного сопротивления, отношения предела текучести при сдвиге и предела усталостной прочности. Установлено отсутствие статистической связи предела усталостной прочности и временного сопротивления ($\sigma_{-1} \neq f(\sigma_{\text{в}})$). Отношение τ_s/σ_{-1} есть коэффициент концентрации напряжений (ККН), который находится в тесной связи с временным сопротивлением стали. Из проведенного теоретического анализа следует, что при наличии в стали неметаллических включений (НВ) одного морфологического типа и одинаковых размеров связь ККН с прочностными свойствами стали функциональна. Разброс фактических его значений связан с наличием в металле НВ различных морфологических типов и размеров. Каждый морфологический тип НВ характеризуется соответствующими физико-механическими свойствами (модулем упругости, пределом прочности и различным ККН). Коэффициент концентрации напряжений возрастает как с ростом прочности стали, так и с увеличением диаметра (толщины) НВ. Установлено, что интенсивность (скорость) повышения ККН зависит от размера НВ и от модуля упругости $E_{\text{НВ}}$ (соотношение массовых долей оксидов SiO_2 и Al_2O_3 в НВ). Средняя интенсивность изменения ККН, полученная путем обработки экспериментальных данных, соответствует аналогичным показателям для НВ: 13 % SiO_2 ; 87 % Al_2O_3 (толщиной 4,0 мкм); 20 % SiO_2 , 80 % Al_2O_3 (толщиной 5,0 мкм); 25 % SiO_2 ; 75 % Al_2O_3 (толщиной 7,0 мкм). По полученным связям примерно указаны размеры НВ и их морфология, позволяющие повышать усталостные свойства сталей пружинных марок в диапазоне временного сопротивления от 1200 до 2000 МПа. Для повышения ресурса усталостной прочности стали (особенно в высокопрочном состоянии) рекомендовано использовать технологию безалюминиевого раскисления металла при выплавке. При этом обеспечивается благоприятная морфология НВ с ККН не более 1,0. Формирование мелкозернистой структуры стали после термической обработки получают при отсутствии алюминия при раскислении, небольшими добавками ванадия, ниобия или титана.

Ключевые слова: прочностные свойства стали, предел текучести, коэффициент концентрации напряжений, неметаллические включения, предел усталостной прочности

Для цитирования: Павлов В.В., Темлянец М.В., Бухмиров В.В. Увеличение усталостной прочности сталей высокопрочных марок. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(5):522–528. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-522-528>

INCREASING THE FATIGUE STRENGTH OF HIGH-STRENGTH STEEL GRADES

V. V. Pavlov¹, M. V. Temlyantsev², V. V. Bukhmirov³

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)

³ Ivanovo State Power University named after V.I. Lenin (34 Rabfakovskaya Str., Ivanovo 153003, Russian Federation)

✉ uchebn_otdel@sibsiu.ru

Abstract. The paper considers the issue of increasing the fatigue strength of high-strength steel grades. Based on the results of experimental measurements of the fatigue strength limit (σ_{-1}) of spring steel grades, we analyzed the effect of tensile strength, ratio of the yield strength during shear and the fatigue strength limit. The absence of statistical relationship between fatigue strength limit and tensile strength ($\sigma_{-1} \neq f(\sigma_{\text{y}})$) was established. The ratio

τ/σ_{-1} is the stress concentration coefficient (SCC), which is closely related to the tensile strength of steel. From the theoretical analysis, it follows that in the presence of the same morphological type and size of non-metallic inclusions (NMI) in steel, relationship of SCC with the strength properties of steel is functional. Spread of its actual values is associated with the presence of various morphological types and sizes of NMI in the metal. Each morphological type of NMI is characterized by corresponding physical and mechanical properties (modulus of elasticity, tensile strength and various SCC). SCC increases both with an increase in the strength of steel and with an increase in diameter (thickness) of NMI. It was established that the intensity (rate) of the increase in SCC depends on the size and elastic modulus E_{MNI} of NMI (ratio of mass fractions of SiO_2 and Al_2O_3 oxides in NMI). The average intensity of the change in SCC obtained by processing experimental data corresponds to similar indicators for NMI: 13 % SiO_2 ; 87 % Al_2O_3 (4.0 μm thick); 20 % SiO_2 , 80 % Al_2O_3 (5.0 μm thick); 25 % SiO_2 ; 75 % Al_2O_3 (7.0 μm thick). According to the obtained connections, dimensions of NMI and their morphology are approximately indicated, which make it possible to increase the fatigue properties of spring steel grades in the tensile strength range from 1200 to 2000 MPa. To increase the fatigue life of steel (especially in high-strength condition), it is recommended to use the technology of aluminum-free metal deoxidation during smelting. At the same time, a favorable morphology of NMI with SCC less than 1.0 is provided. Formation of a fine-grained structure of steel after heat treatment is obtained in the absence of aluminum during deoxidation with small additives of vanadium, niobium or titanium.

Keywords: strength properties of steel, yield strength, stress concentration coefficient, non-metallic inclusions, fatigue strength

For citation: Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Bukhmirov V.V. Increasing the fatigue strength of high-strength steel grades. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(5):522–528. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-522-528>

ВВЕДЕНИЕ

Усталостная прочность является одной из важнейших характеристик металлов и сплавов, предопределяющей перспективность их применения в качестве конструкционных материалов в различных отраслях промышленности и экономики [1; 2]. Стали остаются наиболее распространенными конструкционными металлическими сплавами, применяются для производства широкого сортамента металлоизделий и конструкций, в том числе ответственного назначения. Для сталей рельсовых и рессоро-пружинных марок, работающих в условиях интенсивных знакопеременных нагрузок [3; 4], усталостная прочность имеет решающее значение и предопределяет срок службы металлоизделий [5; 6]. Характерно, что усталостная прочность зависит не только от химического и фазового составов стали, ее структурного состояния [7; 8], размеров, морфологии неметаллических включений, но и от условий эксплуатации металлоизделий [9; 10]. В частности, одним из способов влияния на усталостную прочность является деформационное упрочнение [11 – 13]. В связи с этим увеличение усталостной прочности сталей является актуальной научно-практической задачей современного материаловедения [14].

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Известно, что зависимость $\sigma_{-1} = 0,5\sigma_b$ (где σ_{-1} и σ_b – предел усталостной прочности и временное сопротивление) справедлива для стали с временным сопротивлением не более 900 МПа [15; 16], при дальнейшем увеличении прочности фактические значения предела усталостной прочности имеют значительные отклонения от расчетных [17; 18] (рис. 1). В настоящей работе с применением методов регрессионного анализа проведено исследование зависимости предела усталостной прочности от временного сопротивления пружинной стали. Фактические значения временного сопротивления (σ_b) и предела усталостной прочности (σ_{-1}) взяты из работ [19 – 23] (см. таблицу).

Статистическая регрессионная модель $\sigma_{-1} = 0,028\sigma_b + 566,4$ неадекватна. Критерий Фишера равен 0,206, что меньше значимой величины (0,657), коэффициент корреляции имеет низкое значение (0,120).

Результаты регрессионного анализа свидетельствуют об отсутствии связи между функцией и параметром. Характерно, что с ростом временного сопротивления стали увеличивается отклонение фактических результатов от расчетных.

Таким образом, можно сделать вывод о том, что изменится фактор, зависящий от временного сопротивления металлической матрицы (ММ), влияющий на снижение ее усталостной прочности. Изделия из стали проектируют с учетом ее усталостной прочности, соответственно, в таких условиях не удастся в полной мере реализовать имеющийся прочностной потенциал (высокий уровень σ_t и σ_b) для снижения металлоемкости металлических конструкций.

В работах [18; 24] показано, что при нагружении системы неметаллическое включение – металлическая матрица (НВ – ММ) внешними силовыми воздействиями на границе их раздела в ММ возникает напря-

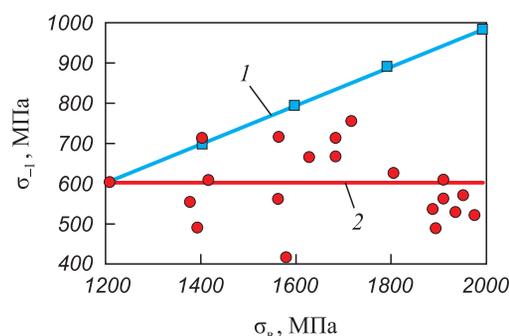


Рис. 1. Зависимость предела усталостной прочности от временного сопротивления пружинной стали: 1 – $\sigma_{-1} = 0,5\sigma_b$ (■, теория); 2 – $\sigma_{-1} = 0,028\sigma_b + 566,4$ (●, факт)

Fig. 1. Dependence of fatigue strength limit on tensile strength of spring steel: 1 – $\sigma_{-1} = 0.5\sigma_b$ (■, theory); 2 – $\sigma_{-1} = 0.028\sigma_b + 566.4$ (●, fact)

Механические свойства сталей пружинных марок

Mechanical properties of spring steel grades

Сталь марки	Термическая обработка	Источник	σ_t , МПа	σ_b , МПа	σ_{-1} , МПа	E^* , ГПа
60Г	закалка 800 °С, отпуск 380 °С	[20]	1180	1370	529	204
65Г	н.д.	[20]	1220	1470	578	215
		[22]	1280	1420	647	
		[22]	1440	1690	725	
55С2	закалка 880 °С, отпуск 400 – 460 °С	[19]	1050	1200	598	196
			1300	1400	720	
			1690	1710	769	
60С2	закалка 860 °С, масло, отпуск 400 – 550 °С н.д.	[19]	н.д.	1380	490	212
			1370	1580	421	
60С2А	Изотерм. зак., выдержка 330 °С, 1 ч, отпуск 300 °С закалка масло, отпуск 420 °С закалка масло, отпуск 400 °С	[21]	н.д.	1680	686	212
				1810	637	
				1900	500	
50ХФА	закалка 850 °С, масло, отпуск 175 °С закалка 860 °С, масло, отпуск 500 °С	[20] [21]	1590	1630	666	218
			1430	1570	725	
60С2ХА	закалка масло, отпуск 400 °С Изотерм. закалка, выдержка 290 °С Изотерм. закалка, выдержка 290 °С, отпуск 325 °С	[21]	1830	1980	540	196
			1720	1950	568	
			1430	1920	578	
60С2ХФА	закалка масло, отпуск 415 °С Изотерм. закалка, выдержка 290 °С Изотерм. закалка, выдержка 290 °С, отпуск 325 °С	[21]	1810	1900	549	191
			1780	1960	588	
			н.д.	1920	613	

Примечание. * – данные из работы [23].

жение сдвига, при этом НВ, являясь концентраторами напряжений, могут многократно усиливать влияние этих воздействий.

При достижении уровня напряжений равного или более предела текучести при сдвиге (τ) в локальных областях НВ – ММ активизируются источники Франк-Рида [16 – 18], вызывая локальную пластическую деформацию металла. Увеличение плотности дислокаций в этих областях приводит к появлению зародышевых трещин, которые при дальнейшем развитии достигают критических величин и вызывают разрушение материала.

Уровень возникающих напряжений сдвига оценивается следующим выражением [18; 24]:

$$\tau = \sigma_n \frac{E_{НВ}}{E_{ММ}} \frac{d}{l_c}, \quad (1)$$

где τ – касательные напряжения сдвига; σ_n – внешнее растягивающее напряжение; $E_{НВ}$ и $E_{ММ}$ – модуль упругости НВ и ММ; d – диаметр (толщина) НВ; l_c – сумма максимальных длин зоны возникновения напряжений сдвига в ММ на границе с НВ.

Отсюда следует, что множитель $\frac{E_{НВ}}{E_{ММ}} \frac{d}{l_c}$ является коэффициентом концентрации напряжений (ККН). Для предела усталостной прочности можно записать следующее: $\sigma_{-1} = \frac{\tau_t}{\text{ККН}}$ или $\text{ККН} = \frac{\tau_t}{\sigma_{-1}}$.

При воздействии на систему НВ – ММ напряжений сжатия на их границе возникают напряжения сдвига,

но их величина на порядок меньше, чем при растяжении [18], и поэтому в дальнейшем фигурируют только растягивающие усилия.

Между пределом текучести и временным сопротивлением сталей пружинных марок наблюдается тесная статистическая связь (рис. 2). Последняя описывается выражением $\sigma_T = 1,08\sigma_b - 312$ со следующими статистическими параметрами регрессионной модели: стандартная ошибка 104,5 МПа; коэффициент коррекции 0,94; критерий Фишера 100,86 при уровне значимости $9 \cdot 10^{-8}$. Зависимости предела прочности, предела текучести при сдвиге от временного сопротивления стали получены из условия $\tau = 0,7 - 0,75\sigma_T$.

Поделив величину τ на σ_T при соответствующих значениях σ_b , получим статистическую модель зависимости ККН от прочности стали (рис. 3).

Модель имеет вид

$$\text{ККН} = 0,00167\sigma_b - 1,04 \quad (2)$$

со следующими статистическими параметрами: коэффициент корреляции 0,70; стандартная ошибка 0,31; критерий Фишера 15,98 при уровне значимости 0,00093.

Таким образом, ККН имеет достаточно тесную статистическую связь с временным сопротивлением стали (чем выше ее прочные свойства, тем больше ККН).

Для определенных толщин НВ (d) и их морфологии можно записать [18]

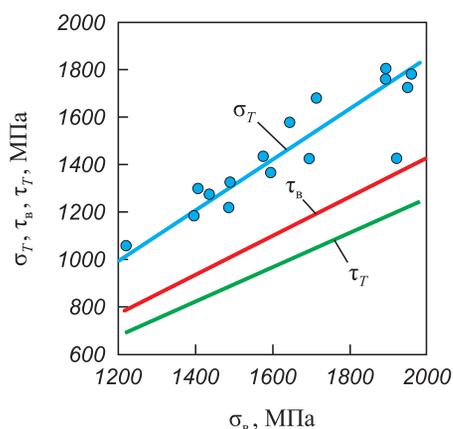


Рис. 2. Зависимости $\sigma_T = f(\sigma_B)$; $\tau_B = f\sigma_B$; $\tau_T = f\sigma_B$ для сталей пружинных марок

Fig. 2. Dependences $\sigma_T = f(\sigma_u)$; $\tau_u = f\sigma_u$; $\tau_T = f\sigma_u$ for spring steel grades

$$KKN = \frac{E_{HB}}{E_{MM}} \frac{d}{l_c} = 2 \frac{E_{HB}}{E_{MM}} \frac{\tau_B^{MM}}{\sigma_B^{HB}}, \quad (3)$$

где τ_B^{MM} и σ_B^{HB} – пределы прочности ММ при сдвиге и НВ при растяжении.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Из проведенного теоретического анализа следует, что при наличии в стали НВ одного морфологического типа и одинаковых размеров связь ККН с прочностными свойствами стали функциональна, а разброс фактических его значений (рис. 3) связан с наличием в металле НВ различных морфологических типов и размеров. Морфология эндогенных НВ, образующихся при раскислении стали, зависит от соотношения растворенного в ней кислорода и алюминия [25 – 27]. При этом от соотношения в НВ базовых оксидов SiO_2 и Al_2O_3 их физические свойства могут варьироваться в широких пределах (от алюмосиликатов пластичных, хрупких, глобулей недеформируемых при прокатке до

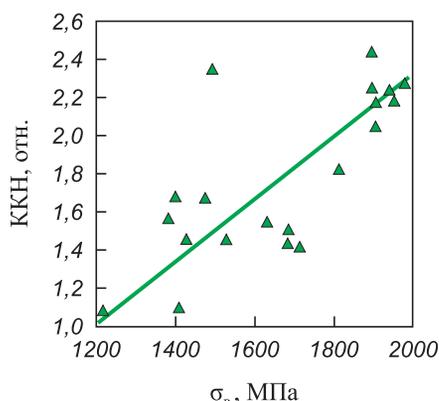


Рис. 3. Зависимость ККН от временного сопротивления стали

Fig. 3. Dependence of SCC on tensile strength of steel

выделений чистого глинозема) [28]. Каждый морфологический тип НВ характеризуется соответствующими физико-механическими свойствами (модулем упругости (E_{HB}), пределом прочности (σ_B^{HB}) и, соответственно, различным ККН).

На рис. 4 показаны расчетные зависимости ККН от временного сопротивления стали для трех возможных базовых составов НВ, %, и размеров 4,0, 5,8 и 7,0 мкм:

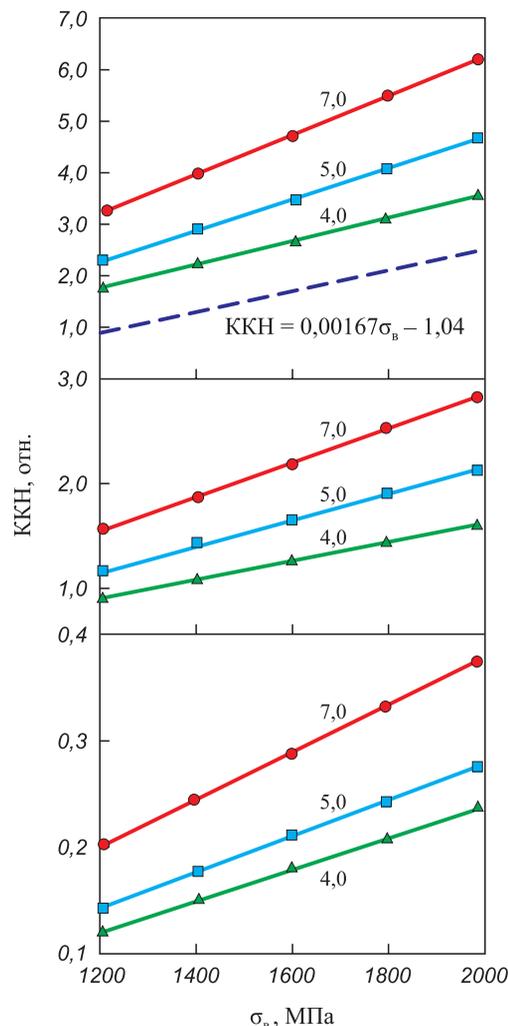


Рис. 4. Расчетные зависимости ККН от временного сопротивления стали для алюмосиликатных НВ с разными концентрациями в них оксидов SiO_2 и Al_2O_3 :
 а – 10 % SiO_2 , 90 % Al_2O_3 , $E = 350$ ГПа;
 б – 25 % SiO_2 , 75 % Al_2O_3 , $E = 320$ ГПа;
 в – 80 % SiO_2 , 20 % Al_2O_3 , $E = 100$ ГПа;
 сплошные линии – расчетные значения;
 штриховая линия – экспериментальные значения;
 цифрами обозначена толщина (диаметр) НВ (μм)

Fig. 4. Calculated dependences of SCC on tensile strength of steel for aluminosilicate NMI with different concentrations of SiO_2 and Al_2O_3 oxides in them:
 а – 10 % SiO_2 , 90 % Al_2O_3 , $E = 350$ hPa;
 б – 25 % SiO_2 , 75 % Al_2O_3 , $E = 320$ hPa;
 в – 80 % SiO_2 , 20 % Al_2O_3 , $E = 100$ hPa;
 solid lines – calculated values;
 dashed line – experimental values;
 numbers indicate thickness (diameter) of NMI (μm)

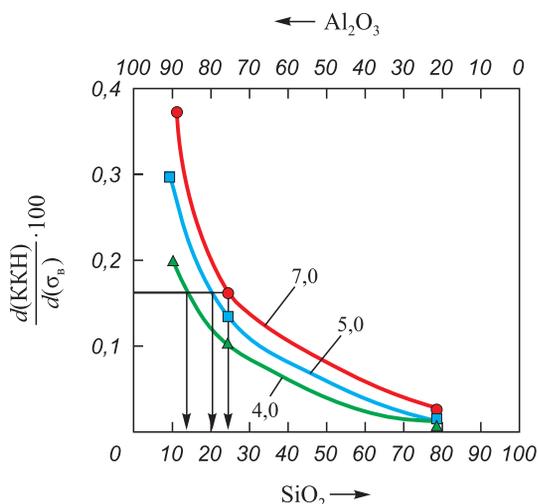


Рис. 5. Зависимость скорости (интенсивности) увеличения ККН от соотношения в НВ массовых долей оксидов SiO₂ и Al₂O₃

Fig. 5. Dependence of the rate (intensity) of increase in SCC on the ratio of mass fractions of SiO₂ and Al₂O₃ oxides in NMI

Группа	SiO ₂	Al ₂ O ₃	E, ГПа
1	10	90	350
2	25	75	320
3	80	20	100

Алюмосиликаты групп 1 и 2 относятся к высокомодульным НВ, модуль их упругости превышает аналогичный показатель ММ (среднего значения – 205 ГПа, см. таблицу), соответственно, алюмосиликаты группы 3 относятся к низко модульным.

Коэффициент концентрации напряжений возрастает как с ростом прочности стали, так и с увеличением диаметра (толщины) НВ. Интенсивность (скорость) повышения ККН зависит от размера НВ и от модуля упругости E_{НВ} (соотношение массовых долей оксидов SiO₂ и Al₂O₃ в НВ) (рис. 5). Следует отметить, что средняя интенсивность изменения ККН, полученная путем обработки экспериментальных данных по уравнению (2), соответствует аналогичным показателям для НВ: 13 % SiO₂; 87 % Al₂O₃ (толщиной 4,0 мкм); 20 % SiO₂, 80 % Al₂O₃ (толщиной 5,0 мкм); 25 % SiO₂; 75 % Al₂O₃ (толщиной 7,0 мкм).

Для примера рассмотрим случай выплавки и раскисления сталей пружинных марок (см. таблицу) по технологии, приводящей к образованию высокомодульных НВ различного морфологического типа, существенно влияющих на показатели усталости. Для увеличения предела усталостной прочности стали необходимо обеспечить формирование НВ с модулем упругости, который не превышает модуль упругости ММ (E_{НВ} ≤ E_{ММ}), и толщиной (d) не более l_c.

Согласно работе [18], это достигается при формировании в стали НВ, содержащих не менее 60 – 65 % SiO₂, а суммарное количество высокомодульных окси-

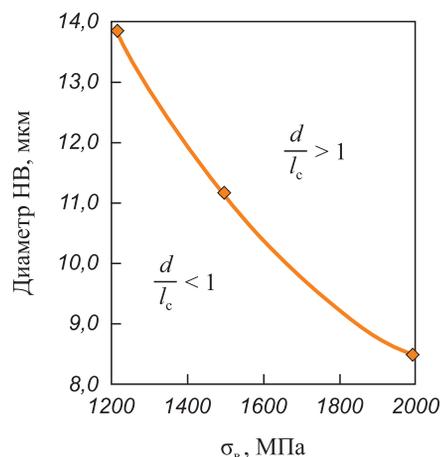


Рис. 6. Зависимость предельного диаметра НВ (60 – 65 % SiO₂; 35 – 40 % Al₂O₃) от временного сопротивления стали при d/l_c = 1

Fig. 6. Dependence of the limit diameter of NMI (60 – 65 % SiO₂; 35 – 40 % Al₂O₃) on tensile strength of steel at d/l_c = 1

дов Al₂O₃, MgO – не более 35 – 40 %. Полученные НВ такого состава пластичны при температуре нагрева металла под прокатку и относительно легко деформируются, образуя нити незначительного диаметра. Например, при прокатке рельсов в ее головке формируются алюмосиликатные НВ диаметром 4,0 – 6,0 мкм при средней длине 40 – 50 мкм. Расчетный предельный диаметр (толщина) для НВ указанного выше химического состава и различных уровней временного сопротивления ММ показан на рис. 6.

Таким образом, при толщине НВ не более 8,5 мкм d/l_c ≤ 1, E_{НВ}/E_{ММ} ≈ 1,0 [18] и ККН не превышает 1,0 даже для прочности ММ 2000 МПа. Следует установить предел усталостной прочности рассматриваемой стали, равный или более предела текучести ММ при сдвиге.

Выводы

Для повышения ресурса усталостной прочности стали (особенно в высокопрочном состоянии) необходимо использовать технологию безалюминиевого раскисления металла при выплавке. При этом обеспечивается благоприятная морфология НВ с ККН не более 1,0. Мелкозернистую структуру стали после термической обработки получают при отсутствии алюминия при раскислении небольшими добавками ванадия, ниобия или титана.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Suresh S. *Fatigue of metals*. Cambridge University Press; 2006:701.
- Nicholas T. *High Cycle Fatigue: A Mechanics of Materials Perspective*. Elsevier; 2006:656.
- Ishida M. Rolling contact fatigue (RCF) defects of rails in Japanese railways and its mitigation strategies. *Electronic*

- Journal of Structural Engineering*. 2013;13(1):67–74.
<https://doi.org/10.56748/ejse.131621>
4. Zhong W., Hu J.J., Shen P., Wang C.Y., Lius Q.Y. Experimental investigation between rolling contact fatigue and Wear of high-speed and heavy-haul railway and selection of rail material. *Wear*. 2011;271(9-10):2485–2493.
 5. Seo J.-W., Jun H.-K., Kwon S.-J., etc. Rolling contact fatigue and wear of two different rail steels under rolling-sliding contact. *International Journal of Fatigue*. 2016;83:184–194.
 6. Kim D., Quagliato L., Park D., Kim N. Lifetime prediction of linear slide rails based on surface abrasion and rolling contact fatigue-induced damage. *Wear*. 2019;420-421:184–194.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.10.015>
 7. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Kononov S.V. *Fatigue of Steels Modified by High Intensity Electron*. Cambridge; 2015:272.
 8. Yakovleva T.Yu., Matokhnyuk L.E. Prediction of fatigue characteristics of metals at different loading frequencies. *Strength of Materials*. 2004;36(4):442–448.
<https://doi.org/10.1023/B:STOM.0000041545.08426.7d>
 9. Marines-Garcia I., Bin X., Bathias C. An understanding of very high cycle fatigue of metals. *International Journal of Fatigue*. 2003;25(9-11):1101–1107.
[http://doi.org/10.1016/S0142-1123\(03\)00147-6](http://doi.org/10.1016/S0142-1123(03)00147-6)
 10. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshev E.A. On evaluation of durability criteria in carbon steels. *Metals Technology*. 2010;(2):19–22.
 11. Zhao Y., Tan Y., Ji X., Xiang Z., He Y., Xiang S. In situ study of cementite deformation and its fracture mechanism in pearlitic steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;731:93–101. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.114>
 12. Song R., Ponge D., Raabe D. Mechanical properties of an ultrafine grained C–Mn steel processed by warm deformation and annealing. *Acta Materialia*. 2005;53(18):4881–4792.
<http://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.07.009>
 13. Calcagnotto M., Adachi Y., Ponge D., Raabe D. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. *Acta Materialia*. 2011;59(2):658–670.
<http://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.002>
 14. Kumar B.R., Raabe D. Tensile deformation characteristics of bulk ultrafine-grained austenitic stainless steel produced by thermal cycling. *Scripta Materialia*. 2012;66(9):634–637.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.01.052>
 15. Павлов В.В., Темлянцева 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.
 - Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Troshkina A.V. On relationship of fatigue parameters with strength properties of steel and the role of non-metallic inclusions. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2020;(2):44–50. (In Russ.).
 16. Евстратова Н.Н., Компанец В.Г., Сухарникова В.А. *Материаловедение*. Ростов-на-Дону: Феникс; 2006:269.
 17. Ардамасова Б.Н., Мухина Г.Г. *Материаловедение*. Москва: Изд. МГТУ им. Баумана; 2008:48.
 18. Павлов В.В. *Неметаллические включения, усталость, дефекты контактной усталости*. Новокузнецк: ИЦ СиБГИУ; 2021:144.
 19. *Марочник сталей и сплавов* / Под общ. ред. А.С. Зубченко. Москва: Машиностроение; 2003:784.
 20. *Металловедение и термическая обработка стали и чугунов. В 3-х томах. Т. 1. Методы испытаний и исследования* / Под общ. ред. А.Г. Рахштадта, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прокошкина, А.В. Супова. Москва: Интернет Инжиниринг; 2004:688.
 21. *Металловедение и термическая обработка стали и чугунов. В 3-х томах. Т. 3. Термическая и термомеханическая обработка стали и чугунов* / Под общ. ред. А.Г. Рахштадта, Л.М. Капуткиной, С.Д. Прокошкина, А.В. Супова. Москва: Интернет Инжиниринг; 2007:920.
 22. Арзамасов Б., Соловьева Т.В., Герасимов С.А. *Справочник по конструкционным материалам*. Москва: МГТУ им. Баумана; 2005:640.
 23. Сорокин В.Г. и др. *Стали и сплавы. Марочник*. Москва: Интернет инжиниринг; 2001:608.
 24. Павлов В.В., Корнева Л.В. Взаимодействие системы «металлическая матрица – неметаллическое включение» в рельсовой стали. В кн.: *Научные доклады «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений»*. Екатеринбург; 2010:133–148.
 25. Губенко С.И. *Неметаллические включения и прочность сталей*. Донецк: АРТ-ПРЕСС; 2015:468.
 26. Павлов В.В. Безалюминное раскисление стали. В кн.: *Сб. научных докладов «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений»*. Санкт-Петербург; 2015:231–240.
 27. Павлов В.В., Корнева Л.В. Разработка методики оценки склонности рельсовой стали к образованию дефектов контактно-усталостного происхождения. В кн.: *Сб. научных докладов «Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений»*. Екатеринбург; 2011:117–137.
 28. Jiang M., Wang X., Chen B., Wang W. Laboratory study on evolution mechanisms of non-metallic inclusions in high strength alloyed steel refined by high basicity slag. *ISIJ International*. 2010;50(1):95–104.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.95>

Сведения об авторах

Information about the Authors

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

Михаил Викторович Темлянцева, д.т.н., профессор, проректор по учебной работе, Сибирский государственный индустриальный университет
ORCID: 0000-0001-7985-5666
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru

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

Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Vice-Rector for Educational Work, Siberian State Industrial University
ORCID: 0000-0001-7985-5666
E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru

Вячеслав Викторович Бухмиров, д.т.н., профессор, профессор кафедры «Теоретические основы теплотехники», Ивановский государственный энергетический университет им. В.И. Ленина
E-mail: buhmirov@tot.ispu.ru

Vyacheslav V. Bukhmirov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., of the Chair of Theoretical Foundations of Thermal Engineering, Ivanovo State Power University named after V.I. Lenin
E-mail: buhmirov@tot.ispu.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. В. Павлов – создание идеи статьи, проведение теоретических исследований, анализ и научное обоснование полученных данных, формулировка выводов.

М. В. Темлянцеv – анализ актуальности исследований проблемы, систематизация сведений и данных в проблемной области.

В. В. Бухмиров – проработка содержания разделов, подбор библиографического списка.

V. V. Pavlov – formation of the article idea, conducting theoretical research, analysis and scientific substantiation of the data obtained, formulation of conclusions.

M. V. Temlyantsev – analysis of the relevance of research on the problem, systematization of information and data in the problem area.

V. V. Bukhmirov – elaboration of the content of sections, selection of references.

Поступила в редакцию 30.03.2023

После доработки 03.04.2023

Принята к публикации 10.05.2023

Received 30.03.2023

Revised 03.04.2023

Accepted 10.05.2023