

УДК 539.43:669.018.27:66.046.564

ВПЛИВ ЗНЕВУГЛЕЦЮВАННЯ НА ВИТРИВАЛІСТЬ СТАЛЕЙ ДЛЯ РЕЙКОВИХ СКРІПЛЕНЬ

В. І. ГРИБОВСЬКА, Р. В. ЧЕПІЛЬ, О. П. ОСТАШ

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Досліджено вплив пічного і електроконтактного нагрівів, температури аустенітизації та піскоструминної обробки на структуру, зневуглецювання, міцність і витривалість сталей 60С2 і 65Г. Встановлено, що електроконтактним нагрівом можна мінімувати зневуглецювання приповерхневих шарів сталей та підвищити їх границю витривалості у 1,2–1,4 рази, а після піскоструминної обробки – у 1,5–2 рази. Виявлено, що за однакової твердості міцність і витривалість сталі 65Г вища, ніж сталі 60С2, після відповідних режимів термічної і піскоструминної обробки, тому її можна розглядати як альтернативний матеріал для виготовлення високонавантажених пружних елементів.

Ключові слова: пружинні сталі, зневуглецювання, контактний електронагрів, границя витривалості.

Для виготовлення елементів рейкових скріплень [1–3] та інших пружних елементів, як правило, застосовують кремністі ресорно-пружинні сталі типу 55С2(А) і 60С2(А) [4–6]. Щоб забезпечити необхідні робочі характеристики (міцність, пружність, втомну довговічність тощо), вироби піддають відповідній термообробці (ТО). Зазвичай – це наскрізне гартування та відпуск із забезпеченням рівномірної твердості по перерізу 40...48 HRC [3, 7], а для поліпшення властивостей іноді вживають додаткові заходи (поверхнєве гартування, наклеп тощо) [8–10].

Суттєвий недолік сталей цієї групи – підвищена схильність до зневуглецювання поверхневих шарів внаслідок вигорання (втрати) вуглецю під час нагріву. Згідно з ГОСТ 14959-79 [4] глибина зневуглецьованого шару для прокату кремністих сталей не повинна перевищувати 2,0% діаметра прутка. Зневуглецюванню сприяє також етап формоутворення виробів, оскільки для отримання необхідної конфігурації прутки гнуть на спеціальних пресах, заздалегідь розігрівши заготовку до температур 760...800°C, що призводить до втрати вуглецю поверхневими шарами металу [11]. Зрозуміло, що за подальших нагрівів під час ТО (зазвичай не в захисній атмосфері) глибина цього шару зростає із одночасним зменшенням вмісту вуглецю [12].

Ця проблема дуже актуальна для скріплень залізничних рейок, які працюють в умовах циклічного навантаження, де через особливості конструкції і спосіб прикладення навантаження існує нерівномірний градієнт напружень у перерізі деталі [1, 13, 14], тому вирішальну роль тут відіграють властивості приповерхневого шару. Відомо, що зневуглецьований шар суттєво впливає на границю витривалості матеріалу, зокрема, для найуживанішої сталі 60С2 вона зменшується практично вдвічі [5]. Тому для виготовлення пружних елементів рейкових скріплень важливо вибрати відповідний матеріал та оптимізувати режими ТО, щоб мінімізувати зневуглецювання поверхневих шарів.

Тут перспективними можуть бути два напрямки:

Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: ostash@ipm.lviv.ua

– використання сталі 65Г як заміника сталі 60С2 (60С2А), яка не тільки менш схильна до знеуглецювання, а також володіє вищою міцністю і пружністю за однакової твердості (що забезпечує сильніший притиск скріплення), краще прогартовується [15] і дешевша порівняно зі сталлю 60С2А на 20...25%;

– застосування контактного електронагріву під час ТО, який мінімізує знеуглецювання металу через суттєве зменшення часу нагріву, а пришвидшення нагріву призводить до диспергування аустенітного зерна, внаслідок чого підвищуються характеристики короткотривалої міцності і витривалості [16–18]. Вплив цих чинників на втомні характеристики сталей 60С2 і 65Г на сьогодні висвітлений недостатньо.

Мета дослідження – вивчити вплив стану приповерхневих шарів зразків зі сталей 60С2 і 65Г після різних обробок на їх витривалість та оцінити перспективу заміни сталі 60С2 на сталь 65Г під час виготовлення скріплень залізничних рейок.

Матеріали та методика. Стандартні циліндричні зразки \varnothing 6 mm у робочій частині [19], виготовлені із прутків \varnothing 16 mm зі сталей 60С2 (mass%: 0,59 С; 1,88 Si; 0,83 Mn; 0,12 Cr) та 65Г (0,66 С; 0,29 Si; 1,02 Mn; 0,12 Cr), гартували в оливі після нагріву у печі і електроконтактним способом [20] зі швидкістю нагріву 10°C/s та відпускали за різними режимами (див. таблицю). Зразки зі сталі 65Г гартували з температури 830°C, регламентованої нормативним документом [4], а також після аустенізації при 810°C, оскільки за такої температури можна досягнути кращих втомних характеристик [15, 21]. Так як великі пружини здебільшого виготовляють гарячим деформуванням, то, щоб наблизитись до технологічного процесу, гартуванню за умов пічного способу передував нагрів зразків до 800°C з охолодженням у повітрі. За електроконтактного способу зразки заздалегідь не нагрівали, оскільки тут доцільно поєднати формоутворення та гартування. За пічного нагріву частину зразків піддавали абразивній (піскоструминній) обробці на глибину 0,15...0,2 mm для усунення знеуглецюваного шару. Втомні випробування матеріалів виконували за симетричного ($R = -1$) циклу навантаження з частотою 50 Hz в умовах обертового згину.

Режими термічної обробки та механічні властивості сталей

Марка сталі	Спосіб нагріву під гартування	Режими ТО				Механічні характеристики				Твердість HRC	Границя витривалості, σ_a , МПа, при $N = 10^7$ cycles
		гартування		відпуск		$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ		
		температура, °C	час витримки, min	температура, °C	час нагріву та витримки, min						
60С2	Пічний	870	10	470	100	1250	1380	10	29	43	$\frac{290}{600}$
65Г		830		400		1345	1560	8	25	45	$\frac{405}{630}$
		810				1450	1600	7	24		450
60С2	Електроконтактний	870	2*	470		1410	1530	9	28	45	400
65Г		810		400		1570	1690	7	23	46	490

Примітка: подано усередненні значення механічних характеристик: у чисельнику – після ТО; у знаменнику – після піскоструминної обробки; * сумарний час нагріву та витримки.

Мікроструктуру та фрактографічні особливості зламів вивчали на сканувальному електронному мікроскопі ZEISS EVO-40XVP. Розподіл мікротвердості у приповерхневих (зневуглецьованих) шарах визначали приладом ПМТ-3М за навантаження на індентор 0,98 N. Товщину шару встановлювали металографічно та за результатами вимірювання мікротвердості згідно зі стандартною методикою [22].

Результати та їх обговорення. Після ТО сталей 60С2 та 65Г отримали троститну мікроструктуру (рис. 1) з твердістю 43...46 HRC. За пічного нагріву у структурі сталі 60С2 пластинки цементиту орієнтовані хаотично і лише у невеликих об'ємах впорядковані, де можна окреслити межі колишніх аустенітних зерен (рис. 1а). Сталь 65Г за гартування від 830°C має укрупнену структуру (рис. 1б), оскільки марганець підвищує її чутливість до перегріву [23]. За гартування від температури 810°C вона стає дисперснішою (рис. 1с) і подібною до сталі 60С2.

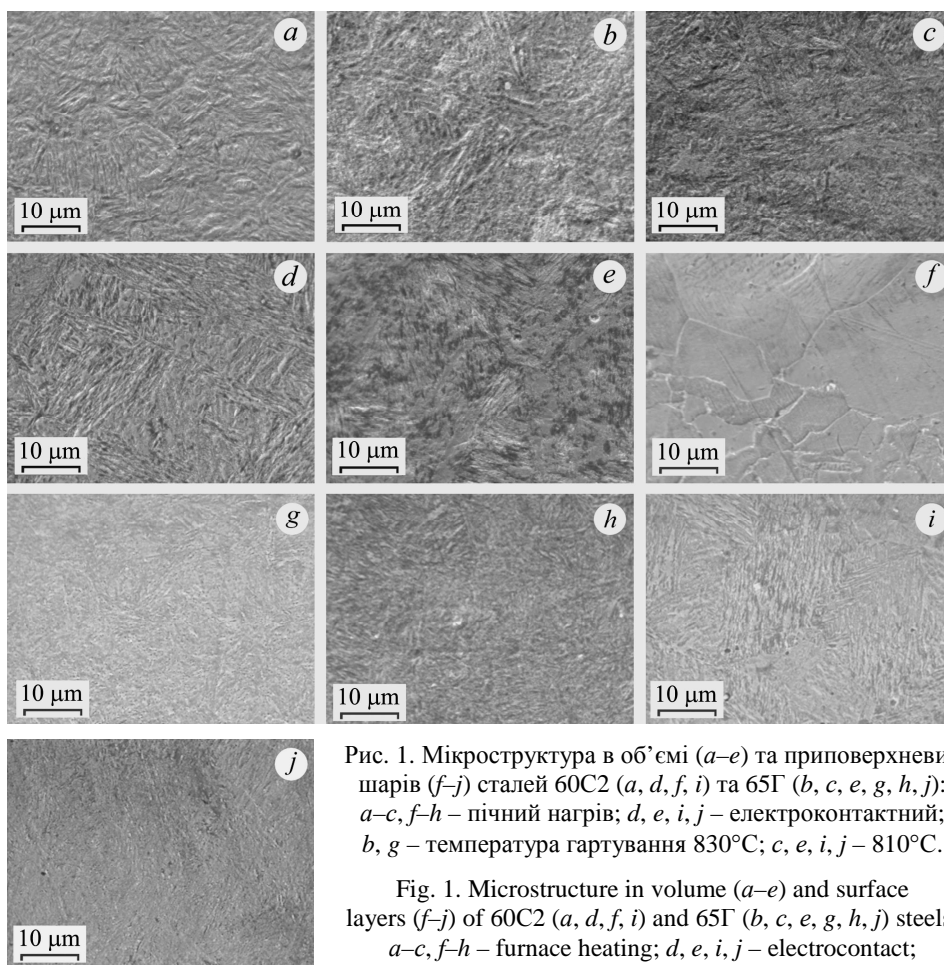


Рис. 1. Мікроструктура в об'ємі (а-е) та приповерхневих шарів (f-j) сталей 60С2 (а, d, f, i) та 65Г (b, c, e, g, h, j): а-с, f-h – пічний нагрів; d, e, i, j – електроконтактний; b, g – температура гартування 830°C; c, e, i, j – 810°C.

Fig. 1. Microstructure in volume (a-e) and surface layers (f-j) of 60C2 (a, d, f, i) and 65Г (b, c, e, g, h, j) steels: a-c, f-h – furnace heating; d, e, i, j – electrocontact; b, g – quenching temperature 830°C; c, e, i, j – 810°C.

За контактного електронагріву мікроструктура обох сталей впорядкованіша, зокрема, утворюються пакети однаково орієнтованих пластинок, розташованих взаємно перпендикулярно для сталі 60С2 (рис. 1d) і з кутом близько 60° для сталі 65Г (рис. 1e). При цьому порівняно з пічним нагрівом у сталі 60С2 віддаль між цементитними пластинками дещо зменшується, а голкоподібна форма стає вираженішою.

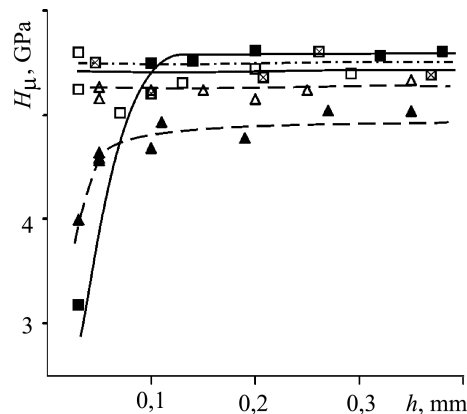
Суттєвіше різниться структура приповерхневих шарів. За пічного нагріву під гартування у сталі 60С2 виявлено значне зневуглецювання шару (рис. 1f),

який складається із повністю феритизованого підшару з розміром зерен до 40 μm та перехідного, в якому кількість і розмір феритних зерен поступово зменшуються з віддаленням від поверхні і навколо них зафіксовано сітку карбідів. Загальна глибина знеуглецьованого шару 80...100 μm , що складає близько 1,6% від діаметра робочої частини зразка. У той же час для сталі 65Г незалежно від температури гартування (810 чи 830°C) у приповерхневих шарах глибиною до 10 μm проявляються межі лише окремих феритних зерен (рис. 1g, h), що свідчить про несуттєве знеуглецювання. За електроконтактного нагріву під гартування чітких відмінностей у структурі приповерхневих шарів та серцевини зразків сталей не виявлено (рис. 1i, j).

Розподіл мікротвердості у глибину від поверхні зразків (рис. 2) корелює із результатами мікроструктурного аналізу. За пічного нагріву під гартування мікротвердість сталі 60С2 у напрямку до поверхні зразка суттєво знижується з 5,5 до 3,15 GPa, починаючи від глибини $h = 0,1$ mm, а мікротвердість окремих феритних зерен на віддалі $h = 0,02$ mm у зоні повного знеуглецювання становить 2,5...3 GPa, що відповідає значенням, характерним для сталі у стані постачання [4, 11]. За контактного електронагріву її мікротвердість біля поверхні також знижується, проте значно менше (з 4,6 до 4,0 GPa) на глибині 0,05...0,02 mm від поверхні. Натомість, за пічного та електроконтактного нагрівів мікротвердість по перерізу зразків сталі 65Г стала.

Рис. 2. Розподіл мікротвердості по глибині від поверхні зразків сталей 60С2 (■, ▲) та 65Г (□, ☒, △) після термообробки за пічного (■, □, ☒) і електроконтактного (▲, △) нагрівів: □ – гартування від температури 830°C; ☒ – від 810°C.

Fig. 2. Microhardness distribution in depth from the surface for 60C2 (■, ▲) and 65Г (□, ☒, △) steels after heat treatment using furnace (■, □, ☒) and electrocontact (▲, △) heatings: □ – quenching temperature 830°C; ☒ – 810°C.



Відомо [24], що найінтенсивніше сталь знеуглецьовується за температур міжкритичного інтервалу $A_{c1} \dots A_{c3}$, коли у її структурі ще зберігається фаза $\alpha\text{-Fe}$ і вуглець дифундує в об'ємноцентрованій кубічній ґратці. Швидкість його дифузії на порядок вища, ніж за температур, які перевищують A_{c3} , коли він дифундує у гранецентрованій кубічній ґратці. За пічного нагріву час перебування у міжкритичному інтервалі температур довший, ніж за електроконтактного (в нашому випадку, приблизно 70 проти 7 s), тому втрата вуглецю суттєвіша. Додатковим негативним чинником є попередній нагрів до 800°C для формоутворення, оскільки уже на цьому етапі приповерхневий шар металу феритизується [6], а за подальшого нагріву під гартування глибина знеуглецювання збільшується [11].

Різна чутливість до знеуглецювання сталей обумовлена відмінністю у хімічному складі, оскільки їх легувальні елементи (кремній та марганець) по-різному впливають на швидкість дифузії вуглецю, його активність, температуру $\alpha\text{-}\gamma$ -перетворення. Зокрема, кремній підвищує швидкість дифузії вуглецю, активність і температуру фазового перетворення, тоді як марганець, зменшуючи їх, понижує температуру $\alpha\text{-}\gamma$ -перетворення [24]. Крім того, кремній значно підвищує трив-

кість сталі до окиснення за високих температур, через що уповільнюється формування на поверхні оксидних плівок як бар'єрів для взаємодії кисню і вуглецю [25]. Тому у таких сталях зростає інтенсивність зневуглецювання приповерхневих шарів. Слід також відмітити, що за високих температур (800°C і вище) з ростом вмісту вуглецю швидкість окиснення сталі знижується внаслідок інтенсивнішого утворення окису вуглецю, що гальмує її зневуглецювання [26]. Це підтверджує результати (рис. 1 і 2) про більшу схильність сталі 60С2 до зневуглецювання проти сталі 65Г.

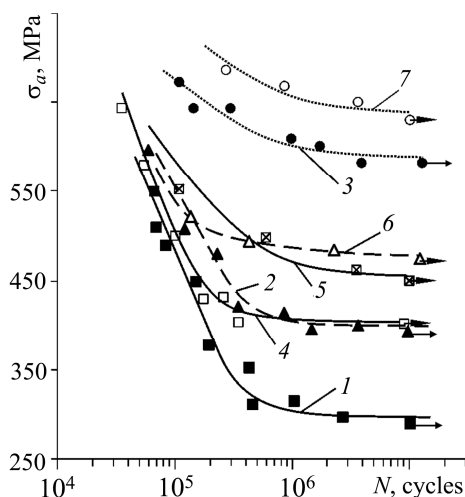


Рис. 3. Криві втоми сталей:
1–3 – сталь 60С2; 4–7 – сталь 65Г;
1, 4, 5 – пічний нагрів; 2, 6 – електроконтактний; 3, 7 – після піскоструминної обробки; 4 – температура гартування 830°C; 5 – 810°C.

Fig. 3. Fatigue curves of steels:
1–3 – 60С2 steel; 4–7 – 65Г steel;
1, 4, 5 – furnace heating; 2, 6 – electrocontact heating; 3, 7 – after sand-blasting;
4 – quenching temperature 830°C; 5 – 810°C.

піскоструминної обробки – 630 проти 600 МПа. Крім цього, зі зниженням температури аустенізації за пічного нагріву до 810°C підвищується на 12%: з 405 до 450 МПа, що обумовлено більшою дисперсністю структури матеріалу (див. рис. 1).

Отже, усунувши зневуглецьований шар, можна практично вдвічі підняти границю витривалості зразків зі сталі 60С2 та у 1,5 рази – зі сталі 65Г. Проте рейкові скріплення мають складну геометричну форму, тому усунути зневуглецьований шар піскоструминною обробкою технологічно складно і витратно. Для мінімізації негативного впливу зневуглецювання поверхневих шарів у виробничому процесі доцільніший електроконтактний нагрів, який порівняно з пічним дає можливість підняти границю витривалості сталей у 1,1–1,4 рази.

Аналіз поверхні втомних зламів зразків свідчить (рис. 4), що мікротріщини зароджувалися в приповерхневих смугах ковзання, з часом поширювались у глибину зразка, формуючи рельєф зламу, на якому можна розрізнити зони зародження і росту макротріщини. У зразках зі сталі 60С2 початкова макротріщина глибша (рис. 4а, б), ніж у сталі 65Г (рис. 4с, д), що відповідає співвідношенню їх границь витривалості. Хоча треба відзначити, що у зразках сталі 65Г зафіксовано

Відмінності у структурі та зневуглецьований шар суттєво впливають на втомні властивості сталей. Для зразків сталі 60С2 за пічного нагріву границя витривалості на базі 10^7 cycles становить 290 МПа (рис. 3, лінія 1); після електроконтактного нагріву – 400 МПа (лінія 2), тобто, зменшуючи глибину і ступінь зневуглецювання, можна суттєво її підняти. У зразках зі знятим зневуглецьованим шаром вона суттєво зростає, сягаючи 600 МПа (лінія 3), що пояснюють не лише відсутністю зневуглецьованого шару (структура якого значно слабше опирається зародженню та росту мікротріщин), а також імовірним наклепом під час піскоструминної обробки.

Аналогічна тенденція спостерігається і для сталі 65Г (відповідно криві 4, 6, 7). Однак тут границя витривалості за відповідних умов обробки в усіх випадках вища, ніж сталі 60С2 (див. таблицю): після пічного нагріву до 830°C (нормативно регламентована температура) вона становить 405 проти 290 МПа; після електроконтактного нагріву – 490 проти 400 МПа; після

підповерхневе зародження втомних тріщин біля металургійних включень (рис. 4e). Загалом мікромеханізм росту тріщин у ній крихітший, ніж у сталі 60С2 (рис. 4), хоча це не вплинуло на їх витривалість (рис. 3).

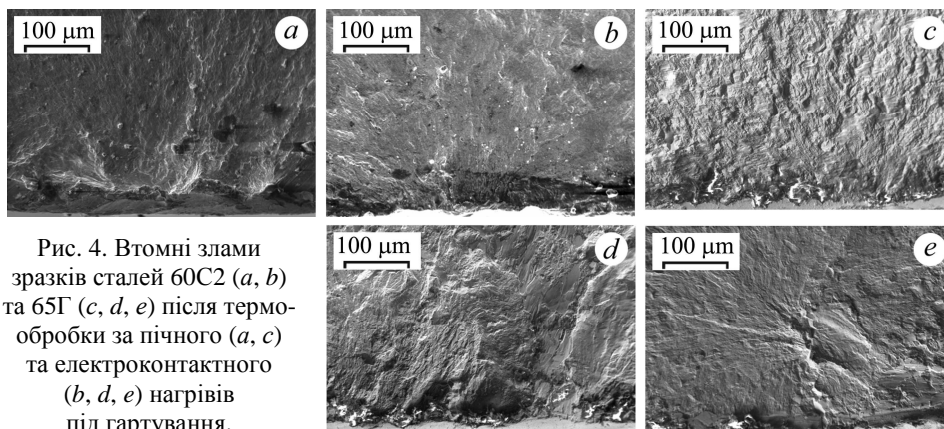


Рис. 4. Втомні злами зразків сталей 60С2 (а, б) та 65Г (с, d, e) після термообробки за пічного (а, с) та електроконтактного (b, d, e) нагрівів під гартування.

Fig. 4. Fatigue fracture surface of 60C2 (a, b) and 65Г (c, d, e) steels after heat treatment using furnace (a, c) and electrocontact (b, d, e) heatings.

ВИСНОВКИ

Підвищити втомну довговічність пружних елементів скріплень залізничних рейок можна електроконтактним нагрівом під час формоутворення і термічної обробки, мінімізуючи знеуглецювання їх приповерхневих шарів. Міцність і витривалість сталі 65Г вища, ніж сталі 60С2, за відповідних режимів ТО, що дає можливість розглядати її як альтернативний матеріал для виготовлення високонавантажених пружних елементів, оскільки вона менше схильна до знеуглецювання, а також дешевша.

РЕЗЮМЕ. Исследовано влияние печного и электроконтактного нагревов, температуры аустенитизации и пескоструйной обработки на структуру, обезуглероживание, прочность и предел усталости сталей 60С2 и 65Г. Установлено, что электроконтактный нагрев минимизирует обезуглероживание поверхностных слоев сталей и повышает их предел усталости в 1,2–1,4 раза, а после пескоструйной обработки – в 1,5–2 раза. Выявлено, что при одинаковой твердости прочность и выносливость стали 65Г выше, нежели стали 60С2, после соответствующих режимов термической и пескоструйной обработок, что позволяет рассматривать ее как альтернативный материал для изготовления высоконагруженных упругих элементов.

SUMMARY. The influence of furnace and electrocontact heating, austenitizing temperature and sand-blasting on the structure, decarburization, strength and durability of 60C2 and 65Г steels is investigated. The usage of electrocontact heating leads to minimization of subsurface layers decarburization of steels, giving a 1.2–1.4 time increase in their fatigue limit and after sand-blasting treatment this increase is 1.5–2 times. At the same hardness after appropriate thermal and sand-blasting treatment regimes the strength and durability of 65Г steel are higher as compared with 60C2 steel. This allows us to consider 65Г steel as the alternative material for production of high-loaded elastic elements.

1. Говоруха В. В. Механика деформирования и разрушения упругих элементов промежуточных рейсовых скреплений. – Днепропетровск: Лира ЛТД, 2005. – 388 с.
2. Development of Si–Mn alloyed spring steels suitable for elastic rail clip (ERC) application / K. K. Keshari, S. Kumar, A. Chatterjee, S. Ghosh, A. K. Bhakat, B. Sarkar // Int. J. of Metall. Eng. – 2015. – 4, № 1. – P. 1–5.
3. Rail Fastenings System Manufacturer – URL.: <http://railwayfasteningsssuyu.buy.splid.com/pz6af6c81-44-48hrc-hardness-e-clip-vossloh-fastening-systems-bitumen-dacromet.html>.

4. *ГОСТ 14959-79*. Прокат из рессорно-пружинной углеродистой и легированной стали. Технические требования. – М.: Изд-во стандартов, 1973. – 20 с.
5. *Рахматдт А. Г.* Пружинные стали и сплавы. – М.: Metallurgia, 1982. – 400 с.
6. *Yamada Y.* Materials for Springs. Translated from the Japanese original edition published by JSSE [electronic resource]. – Berlin: Springer; Tokyo: Japan Society of Spring Engineers, 2007. – 378 p.
7. *Яковлев В. О.* Практичні рекомендації щодо проведення вхідного контролю якості матеріалів верхньої будови колії. – Дніпропетровськ: Арт-Прес, 2003. – 194 с.
8. *Федин В. М.* Объемно-поверхностная закалка деталей подвижного состава и верхнего строения пути. – М.: Интекст, 2002. – 208 с.
9. *Прокофьев А. Д., Борц А. И., Ронжина Ю. В.* Технология уникальной термической обработки упругих клемм рельсовых скреплений из сталей серийных и специальных марок для высокоскоростного движения // Вестник науч.-иссл. ин-та железнодорож. транспорта. – 2014. – № 2. – С. 60–67.
10. *Narada Y. and Mori K.* Effect of processing temperature on warm shot peening of spring steel // J. of Mat. Proc. Techn. – 2005. – № 162–163. – P. 498–503.
11. *Вплив формоутворення та термообробки пружних елементів рейкових скріплень на структуру їх матеріалу / В. І. Грибовська, О. П. Осташ, Р. В. Чепіль, В. Я. Подгурська // Наук. нотатки. Міжвуз. зб. – 2013. – Вип. 42. – С. 62–66.*
12. *Темлянец М. В., Михайленко Ю. Е.* Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.
13. *Ронжина Ю. В.* Перспективы производства и термического упрочнения упругих клемм рельсовых скреплений // Вестник науч.-иссл. ин-та железнодорож. транспорта. – 2012. – № 5. – С. 52–55.
14. *Prasad C. I. V. R. S. V. and Srikanth S.* Functional failure analysis of a pandrol clip // Int. J. of Electrical Machines & Drives. – 2012. – 1, № 1–2. – P. 15–22.
15. *Марочник сталей и сплавов* – URL.: http://s-metall.com.ua/spravochnik_stalej.html.
16. *Гриднев В. Н., Ошкардеров С. П.* Применение скоростной термической обработки для повышения конструктивной прочности сталей // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1987. – № 11. – С. 19–23.
17. *Application of electrical contact heating in grain refining of ultra-pure 42CrMoVNb steel / F. Zhang, Lv Bo, J. Zhang, G. Cao // J. of Mat. Proc. Techn. – 2007. – № 183. – P. 33–37.*
18. *Исследование влияния режимов скоростной термической обработки на структуру и механические свойства трубной стали 32Г2 / А. И. Гордиенко, О. М. Кириленко, И. И. Вегера, Д. А. Семенов // Литье и металлургия. – 2012. – № 1. – С. 43–47.*
19. *ГОСТ 25.502-79*. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 26 с.
20. *Патент на корисну модель № 83151*. Спосіб рівномірного контактного електронагріву зразків змінного перерізу / Р. В. Чепіль, В. І. Грибовська, О. П. Осташ. – Опубл. 27.08.2013; Бюл. № 16.
21. *Ярема С. Я., Попович В. В., Зима Ю. В.* Влияние структуры на сопротивление стали 65Г росту усталостной трещины // Физ.-хим. механика материалов. – 1982. – 18, № 1. – С. 16–30.
(*Yarema S. Ya., Popovich V. V., and Zima Yu. V.* Influence of structure on the resistance of 65G steel to fatigue crack growth // Materials Science. – 1982. – 18, № 1. – P. 13–26.)
22. *ГОСТ 1763-68*. Сталь. Методы определения глубины обезуглероженного слоя. – М.: Изд-во стандартов, 1988. – 20 с.
23. *Гудремон Э.* Специальные стали. – М.: Metallurgia, 1959. – Т. 1. – 950 с.
24. *Бернст Р.* Технология термической обработки стали / Пер. с нем. под ред. М. Л. Бернштейна. – М.: Metallurgia, 1981. – 608 с.
25. *Гудремон Э.* Специальные стали. – М.: Metallurgia, 1966. – Т. 2. – 508 с.
26. *Жук Н. П.* Курс коррозии и защиты металлов. – М.: Metallurgia, 1968. – 408 с.

Одержано 05.02.2016