

Вплив температури обробки на характеристики дроту з високовуглецевої сталі

Луценко В. А., доктор технічних наук, старший науковий співробітник, провідний науковий співробітник, lutsenko-VA@i.ua ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4604-5592>

Борисенко А. Ю., доктор технічних наук, старший науковий співробітник, asbor@ua.fm, ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2120-0944>

Голубенко Т. М., кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, sumer@i.ua, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3583-211X>

Луценко О. В., кандидат технічних наук, науковий співробітник, olya.lutsenko2009@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8298-5306>

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро, Україна

Високовуглецевий дріт для виробництва металокорду та армування рукавів високого тиску діаметром до 0,05 мм виготовляється з катанки діаметром 5,5 мм методом волочіння з проміжним патентуванням і має високі властивості міцності та пластичності. Зазначений комплекс властивостей забезпечується за рахунок оптимальної термообробки і формування в процесі патентування структури тонкодисперсного перліту (сорбіту, трооститу). У структурі патентованої сталі не допустиме утворення мартенситу, а також значної кількості бейніту і надлишкового фериту. Мікроструктурні дослідження показують, що існуючі режими патентування призводять до формування поряд із тонкодисперсними перлітними структурами структури бейніту. Залежно від режимів термічної обробки (патентування) можливе формування не лише різної кількості, а й різних типів бейніту, які по-різному впливають на механічні властивості патентованого дроту та технологічність переробки. Метою досліджень було встановлення закономірностей впливу температури обробки (патентування) на механічні властивості високовуглецевого патентованого дроту. Аналіз механічних властивостей та мікроструктури зразків сталі C80D2 після ізотермічного розпаду аустеніту при температурах патентування 610-530°C показав, що у всьому досліджуваному інтервалі температур перетворення аустеніту відбувається утворення бейніту поряд із сорбітом, причому зниження температури патентування збільшує кількість бейніту. Кількість, морфологія і характер розподілу бейніту суттєво впливають на механічні властивості патентованої заготовки з високовуглецевої сталі C80D2 при температурі патентування нижче 560 °C, коли його частка в мікроструктурі перевищує 10 %. Найбільш оптимальне поєднання механічних властивостей та мікроструктури забезпечується при патентуванні з температурою 590-560 °C.

Ключові слова: високовуглецева сталь, патентування, дріт, температура, структура, бейніт, сорбіт.

Високовуглецеві нелеговані сталі, які містять від 0,80 до 0,95 % вуглецю, належать до групи сталей, призначених для холодного волочіння або прокатки [1-4]. У відпаленому стані вони мають високу міцність порівняно з іншими нелегованими сталями, тому знайшли застосування у вигляді дроту (діаметром до 0,05 мм) для армування рукавів високого тиску, шин, шлангів та канатів [1, 2]. Дріт діаметром 0,5...2,0 мм виготовляється з катанки діаметром 5,5 мм методом волочіння. Відомо [4, 5], що в процесі холодного волочіння дроту відбувається деформаційне зміцнення металу та зниження його пластичних властивостей, що може призвести до руйнування. Для продовження холодної пластичної деформації між операціями формування необхідно провести спеціальну термічну обробку. Основна мета термообробки – отримати оптимальне поєднання характеристик міцності та пластичності, щоб забезпечити необхідний рівень технологічності при волочінні з високими сумарними обтисканнями та високий рівень споживчих характеристик готової продукції.

Для отримання бажаних властивостей використовується патентування, спеціальні режими охолодження на повітрі, відпал, нагрівання (охолодження) у псевдозрідженому шарі тощо [6, 7]. При патентуванні дріт нагрівають до температури аустенітизації (850-1100 °С), а потім швидко охолоджують у розплавленому свинці або сольовій ванні при температурах нижче критичної температури розпаду аустеніту. Цей важливий етап перетворює мікроструктуру на дрібну сорбітну структуру (дрібна суміш фериту та цементиту), що забезпечує оптимальне поєднання високої міцності та пластичності, необхідних для подальшої обробки та кінцевих характеристик [8]. Одним з сучасних способів досягнення бажаного рівня механічних властивостей є використання спеціального виду термічної обробки в повітряно-зрідженому шарі [6]. Також відомий [9] спосіб сорбітизації високовуглецевої сталі шляхом прискореного охолодження аустеніту в міжкритичному інтервалі швидкостей охолодження до температури 550-530 °С, а потім у квазіізотермічних умовах. Таку технологію використовують для мікрелегованих високовуглецевих сталей.

Мікроструктура патентованого високовуглецевого дроту визначає її здатність до подальшої холодної пластичної деформації волочінням. Досягнення високих механічних властивостей дроту з високовуглецевої сталі забезпечується за рахунок формування в ній структури тонкодисперсного перліту (сорбіту, трооститу). У структурі дроту не допускається формування значної кількості надлишкового фериту, а також мартенситу, що призведе до утворення мікротріщин і підвищить обривність дроту [10].

Дослідження [9, 10] показують, що існуючі режими патентування часто призводять до формування поряд із перлітом структури бейніту. Залежно від режимів термічної обробки (патентування) можливе формування не лише різної кількості, а й різних типів бейніту [4], які по-різному впливають на механічні властивості дроту.

У зв'язку з цим метою досліджень було встановлення закономірностей впливу температури обробки (патентування) на механічні властивості та структуру високовуглецевого дроту.

Дослідження виконані на дрітятих зразках діаметром 1,8мм зі сталі C80D2 (ISO 16120:2017): 0,80 % C, 0,52 % Mn, 0,18 % Si, 0,03 % Cr, 0,02 % Ni, 0,04 % Cu, 0,006 % P, 0,009 % S.

Патентування здійснювали в лабораторних умовах за режимом: нагрівання до 930 °С, витримка 5 хв, охолодження до температур патентування в розплаві свинцю від 610 до 530 °С (крок 10 °С) з ізотермічною витримкою 3 хв, охолодження на повітрі.

Механічні властивості сталі визначали за стандартною методикою (ДСТУ ISO 6892 1:2019). Аналізували значення наступних механічних характеристик: границя міцності σ_B , Н/мм², границя плинності $\sigma_{0,2}$, Н/мм²; $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ – відношення границі плинності до границь міцності, %; δ – відносне подовження, %; E – модуль пружності, Н/мм²; W_{max} – робота пластичної деформації при максимальному зусиллі, Н · мм.

Значення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ характеризує пластичність сталі, її здатність деформуватися без руйнування, що необхідно для досягнення потрібної витяжки при волочінні дроту. Чим менше відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, тим вища пластичність.

Величина роботи пластичної деформації W_{max} , будучи комплексною характеристикою властивостей матеріалу, визначається сукупністю властивостей міцності й пластичності. Високі значення свідчать про можливість досягнення патентованим дротом великої витяжки та міцності через наявність значної кількості рухомих дислокацій.

Досліджували мікроструктуру кожного зразка на металографічному світловому та растровому електронному мікроскопах.

При патентуванні високовуглецевого дроту в інтервалі температур 610...530 °С спостерігається зміна механічних властивостей з утворенням екстремумів на кривих відповідних характеристик від температур патентування. Залежність зміни середніх значень досліджуваних механічних характеристик від температури патентування наведено на рис. 1.

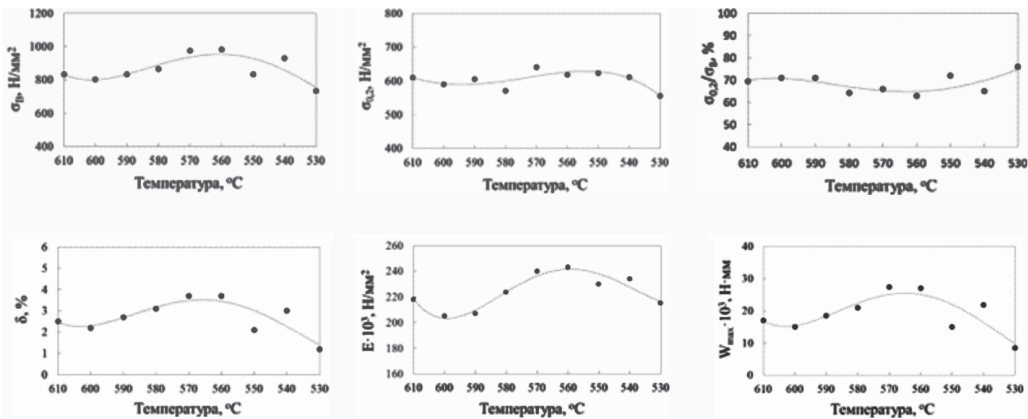


Рис. 1. Залежність механічних властивостей сталі C80D2 від температури патентування.

Fig. 1. Dependence of the mechanical properties of the C80D2 steel on the patenting temperature.

З рис. 1 видно, що патентування при температурі 610-600 °С призводить до формування відносно низького рівня значень характеристик міцності та пластичності патентованого дроту.

Структура, що утворюється при цих температурах, складається переважно з перліту різного ступеня дисперсності і невеликої кількості бейнітних ділянок (рис. 2 а, б). Відносно низькі значення σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , E , W_{max} та відносно високе значення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ зразків, охолоджених з ізотермічною витримкою при температурах 610-600 °С, зумовлені порівняно низькою дисперсністю основної перлітної структури (сорбіту).

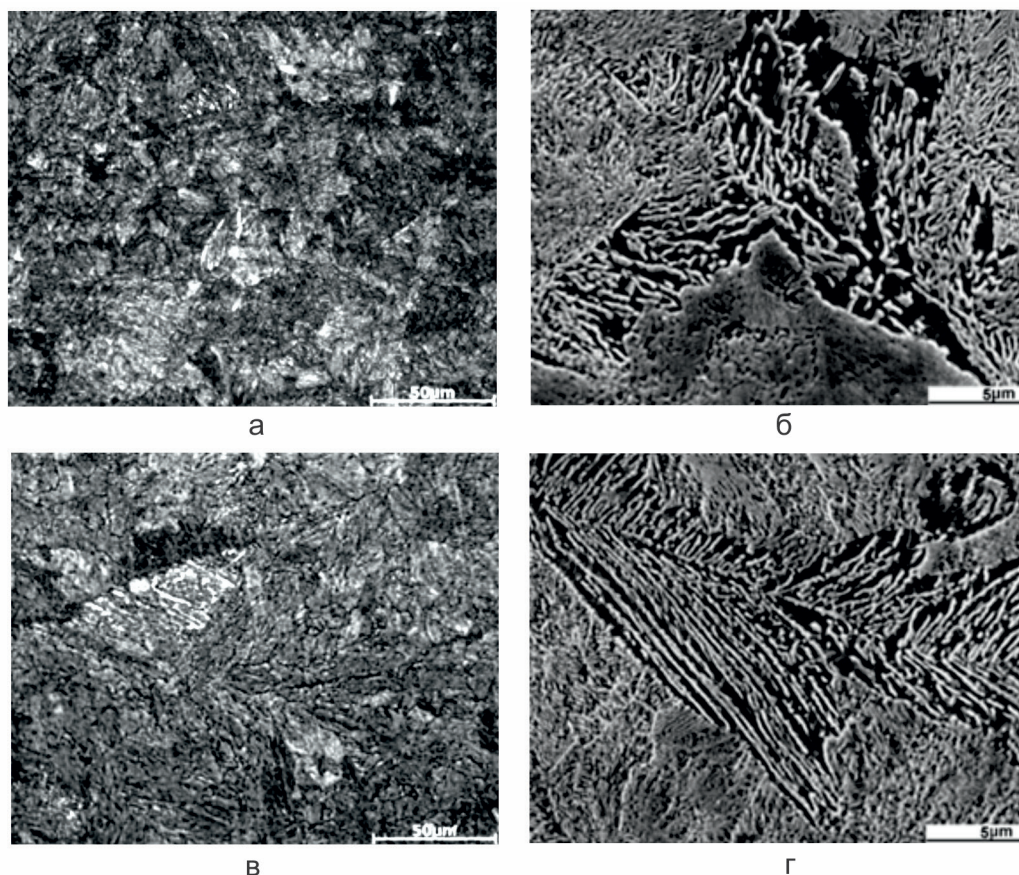


Рис. 2. Структура сталі C80D2 після патентування при температурах: а, б – 610 °С, в, г – 580 °С.

Fig. 2. Structure of the C80D2 steel after patenting at temperatures: а, б – 610 °С, в, г – 580 °С.

Наявність перліту відносно малої дисперсності і утворення грубих цементитних включень бейніту, часто розташованих на значній відстані один від одного в феритній матриці, знижує не тільки міцність, але й пластичність, оскільки служить концентратором напружень і сприяє крихкому руйнуванню сталі. Низькі значення міцності дроту дають при волочінні низьку міцність готової продукції, що знижує рівень обривності, але погіршує споживчі властивості. Сформований при температурах 610-600 °С верхній бейніт має вигляд приграничних ділянок невеликої протяжності з кристалографічно

невпорядкованим розташуванням грубих цементитних частинок у фериті (рис. 2 а, б). Зустрічаються ділянки бейніту у вигляді спрямованих голчастих ферито-цементитних утворень, розташованих під кутом 45° до границь зерен, які мають малу протяжність. Виділення бейніту в даному температурному інтервалі займають незначну площу і несуттєво впливають на механічні характеристики. Загальна частка бейніту у мікроструктурі цих зразків становить 3-5 %. Також в сталі присутні тонкі прожилки фериту, які утворюються в незначній кількості 0,5-1,0 %.

Від температури 590 до 560 °C відбувається підвищення механічних властивостей. Зростає міцність та одночасно підвищується рівень пластичних характеристик (рис. 1). Значення механічних характеристик σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , E , $W_{\max}$ збільшується, значення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ падає, оскільки параметри σ_B і $\sigma_{0,2}$ ростуть із різним ступенем інтенсивності. Зростання властивостей міцності та пластичності пов'язане зі зростанням дисперсності основної структури – перліту, бейнітна ж складова все ще займає невелику площу та, ймовірно, не впливає на властивості. Зустрічаються (рис. 2 в, г) ділянки верхнього бейніту у вигляді спрямованих голчастих ферито-цементитних утворень, що мають також невелику довжину від границь вглиб зерен. Зазначене поєднання механічних властивостей та мікроструктури патентованої сталі говорить про можливість досягнення одночасно високого ступеня міцності, пластичності, деформаційного зміцнення, низького рівня напруження дроту під час і після волочіння та низького ступеня обривності.

При температурах патентування у вузькому інтервалі 570-560 °C спостерігаються мінімальні значення показника $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, що свідчить про високу пластичність сталі, патентованої в цьому температурному інтервалі. Підтвердженням цього є високі значення відносного подовження після розриву. Підвищення модуля пружності при температурах патентування 570-560 °C може бути зумовлене двома причинами. З одного боку, зростання E можливо з допомогою пересичення фериту атомами вуглецю у процесі розпаду аустеніту при зниженні температури перетворення, з іншого – підвищення E може бути зумовлено зміною морфології карбідної складової (цементиту), який утворюється при евтектоїдному розпаді аустеніту, що призводить до зміни концентрацій напружень на міжфазних межах ферит/цементит та виникнення там місцевої пластичної деформації. Зміна будови цементитних пластин у бік збільшення їх компактності за рахунок зменшення товщини і відстані між собою приводить до зниження цих напружень і зростання E , а зниження температури патентування – до одночасної зміни будови цементиту як в перліті, так і бейніті (рис. 3 а, б).

Зі зниженням температури зростає кількість голчастих бейнітних ділянок, збільшується їх довжина від границь углиб зерен, зростає дисперсність не тільки перлітної складової, а й ферито-цементитної суміші бейніту. Площа бейнітних ділянок при температурах патентування 590...560 °C складає 6-8 %.

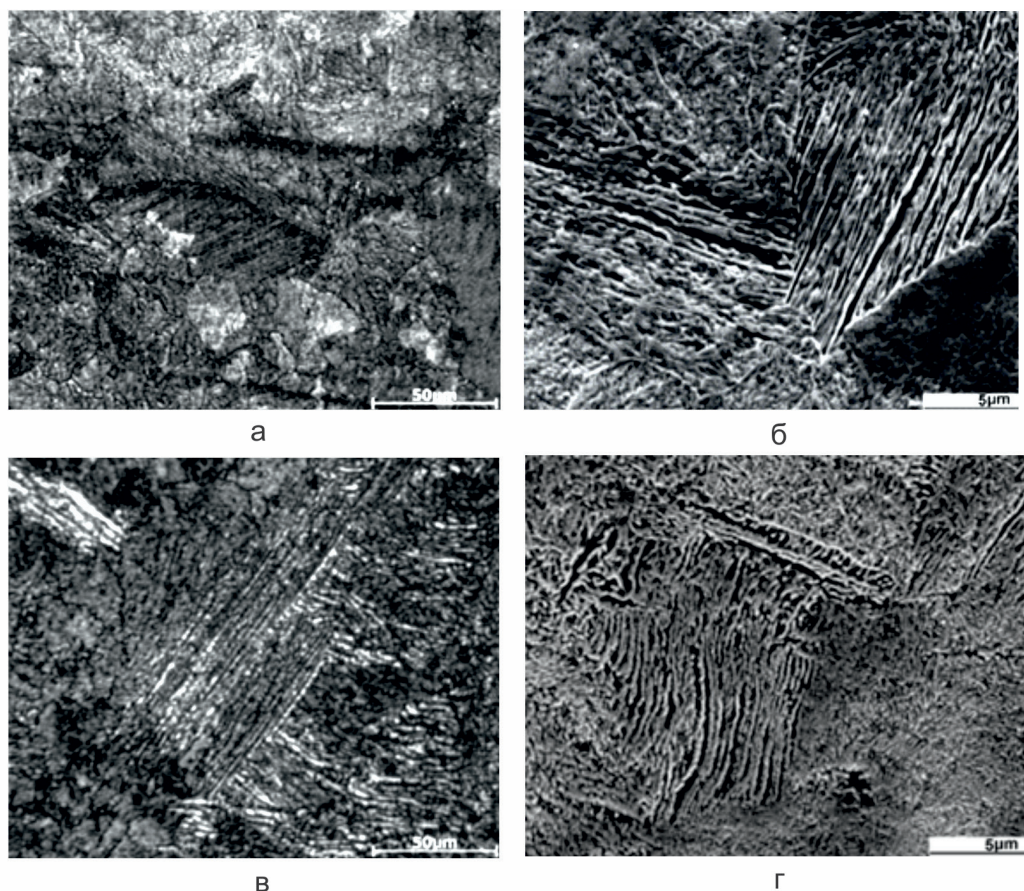


Рис. 3. Структура сталі C80D2 після патентування при температурах: а, б – 560 °С, в, г – 540 °С.

Fig. 3. Structure of the C80D2 steel after patenting at temperatures: а, б – 560 °С, в, г – 540 °С.

Обробка при температурах нижче 560 °С призводить до зменшення розміру та кількості перлітних ділянок по відношенню до бейнітних і, як наслідок, погіршення механічних властивостей патентованої сталі (див. рис. 1).

При патентуванні в інтервалі температур 550...540 °С отримано відносно високий рівень властивостей міцності та пластичності. Обробка сталі при температурах 550...540 °С призводить до подальшого збільшення ступеня дисперсності перлітної та бейнітної складової і зростання кількості бейніту. Бейнітні ділянки розташовуються на границях колишніх аустенітних зерен, утворюючи все більш замкнуту сітку, мають більшу протяжність як углиб зерен, так і вздовж границь зерен. Ферито-цементитна суміш бейніту набуває більш упорядкованої пластинчастої будови (рис. 3 в, г). Площа, яку займають бейнітні ділянки, досягає 10-15 %, що робить мікроструктуру неоднорідною. Неоднорідність структури, висока частка бейніту, відносно груба дисперсність ферито-цементитної суміші бейніту, велика протяжність бейнітних ділянок призводять до нерівномірної деформації при волочінні, високому рівню напружень в тонкому дроті та, в результаті, підвищують обривність.

При температурах ізотермічної витримки 530 °С і нижче бейніт є основною структурою, дисперсність його зростає, бейнітні пластини стають короткими, набувають вираженої пакетної будови. Значення характеристик міцності та пластичності є найнижчими, а високі значення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ та неоднорідна перліто-бейнітна структура показують, що обробка сталі при температурі 530 °С і нижче не є практичною.

Дослідження мікроструктури показують, що досягнення високого комплексу механічних властивостей забезпечується наявністю в структурі сталі тонкодисперсного перліту і невеликої кількості бейніту, що має спрямовану внутрішньозеренну орієнтацію і більш досконалу кристалогометричну будову.

Найбільш сприятливими температурами ізотермічної витримки при патентуванні високовуглецевого дроту із сталі С80D2, згідно з виконаними дослідженнями, є інтервал 590-560 °С. У вказаному інтервалі отримано високі значення σ_B , δ , W_{max} та найнижчі значення величини $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Мікроструктура дроту при цьому досить однорідна (більше 90 % сорбіт, троостит), частка верхнього бейніту становить 6-8 %. Зниження температури патентування нижче 560 °С, як було зазначено, призводить до зниження властивостей за рахунок зміни структури бейніту та збільшення його вмісту. Очевидно, температура 560 °С є мінімально допустимою для патентування сталі даного хімічного складу. Максимально допустимою межею патентування має бути температура 590 °С, коли починається підвищення механічних властивостей, а вище за яку – їх зниження.

Результати проведених досліджень показують, що окрім зміни механічних властивостей від температури розпаду аустеніту, виявлено зміни морфології, кількості, характеру розподілу бейніту при зниженні температури патентування та взаємозв'язок механічних характеристик із структурою.

Висновки

Характеристики вуглецевого дроту зі сталі С80D2, які забезпечують необхідні показники подальшої переробки, визначалися за комплексною оцінкою наступних показників: σ_B , $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, δ , E , W_{max} . При цьому величини границь міцності та плинності (σ_B , $\sigma_{0,2}$), роботи пластичної деформації (W_{max}) та модуля пружності (E) повинні мати найбільші значення, а відношення границі плинності до границі міцності – найменші.

Мікроструктурні дослідження сталі С80D2 показали, що перетворення аустеніту в температурному інтервалі 610..530 °С приводить до утворення наступних структурних складових: перліту (сорбіту, трооститу) і бейніту, причому при зниженні температури спостерігається збільшення кількості бейніту. Кількість і морфологія бейніту впливають на механічні властивості патентованого дроту зі сталі С80D2.

Найбільш сприятливими температурами ізотермічної витримки при патентуванні високовуглецевого дроту із сталі С80D2 є інтервал 590-560 °С. Вище 590 °С і нижче 560 °С спостерігається погіршення механічних властивостей сталі, що може впливати на технологічність переробки дроту та його кінцеві характеристики.

Література

1. Kruzela R., Ulewicz M. Analysis of fatigue life of the steel cord used in tires in unidirectional and bidirectional bending. *Procedia Structural Integrity*. 2018. 13. pp. 1626-1631 <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.342>
2. Grygier D., Rutkowska-Gorczyca M., Jasiński M., Dudziński D. The structural and strength changes resulting from modification of heat treatment of high carbon steel. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2016. 61. pp. 971-976. <https://doi.org/10.1515/amm-2016-0165>
3. Ashby M.F., Jones D.R.H. *Engineering Materials: An Introduction to Microstructures, Processing and Design*. Butterworth-Heinemann, Oxford. 2005. 381.
4. Totten G.E., Howes M.A.H. *Steel Heat Treatment Handbook*. Marcel Dekker, New York. 1997.
5. Grygier D., Rutkowska-Gorczyca M. Influence of Operating Conditions of the Steel Cord on the Structure and Selected Mechanical and Technological Properties of High Carbon Steel. *International Journal of Engineering Research & Science*. 2016. Vol-2. Issue 4. 138-142.
6. Polyakova M., Stolyarov A. Automobile Tires' High-Carbon Steel Wire. *Encyclopedia of Engineering*. 2021. 1 (3). 859-870 <https://doi.org/10.3390/encyclopedia1030066>
7. Tyl T.W. Thermodynamic wire transformation process in the manufacture of steel tire cord. *Wire J. Int.* 2008. 7. 80-86.
8. Higgins R.A., *Materials for Engineers and Technician*. London. 2006. 416 <https://doi.org/10.4324/9780080464879>
9. Parusov V. V., Parusov E. V., Sagura L. V., Sivak A. I., Klimenko A. P., Sychkov A. B. Study of Two-Stage Cooling Regime of Boron- and Vanadium-Microalloyed C80D2 Steel Rolled Wire. *Metallurgical and Mining Industry*. 2011. Vol. 3. No. 3. pp. 114-118.
10. Парусов Э.В., Сычков А.Б., Губенко С.И., Сагура Л.В., Чуйко И.Н. О повышении технологической пластичности при волочении бунтового проката из высокоуглеродистой стали без применения термической обработки. *Проблемы трибологии*. 2016. № 3. С. 82-91.

References

1. Kruzela, R., & Ulewicz, M. (2018). Analysis of fatigue life of the steel cord used in tires in unidirectional and bidirectional bending. *Procedia Structural Integrity*, 13, 1626-1631. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.342>
2. Grygier, D., Rutkowska-Gorczyca, M., Jasiński, M., & Dudziński, D. (2016). The structural and strength changes resulting from modification of heat treatment of high carbon steel. *Archives of Metallurgy and Materials*, 61, 971-976. <https://doi.org/10.1515/amm-2016-0165>
3. Ashby, M. F., & Jones, D. R. H. (2005). *Engineering materials: An introduction to microstructures, processing and design*. Butterworth-Heinemann.
4. Totten, G. E., & Howes, M. A. H. (1997). *Steel heat treatment handbook*. Marcel Dekker.
5. Grygier, D., & Rutkowska-Gorczyca, M. (2016). Influence of operating conditions of the steel cord on the structure and selected mechanical and technological

- properties of high carbon steel. International Journal of Engineering Research & Science, 2 (4), 138-142.
6. Polyakova, M., & Stolyarov, A. (2021). Automobile tires' high-carbon steel wire. Encyclopedia of Engineering, 1(3), 859-870. <https://doi.org/10.3390/encyclopedia1030066>
 7. Tyl, T. W. (2008). Thermodynamic wire transformation process in the manufacture of steel tire cord. Wire J. Int., 7, 80-86.
 8. Higgins, R. A. (2006). Materials for engineers and technician. <https://doi.org/10.4324/9780080464879>
 9. Parusov, V. V., Parusov, E. V., Sagura, L. V., Sivak, A. I., Klimenko, A. P., & Sychkov, A. B. (2011). Study of two-stage cooling regime of boron- and vanadium-microalloyed C80D2 steel rolled wire. Metallurgical and Mining Industry, 3(3), 114-118.
 10. Parusov, E. V., Sychkov, A. B., Gubenko, S. I., Sagura, L. V., & Chuyko, I. N. (2016). О повышении технологической пластичности при волочении бунтового проката из высокоуглеродистой стали без применения термической обработки [On improving technological plasticity at drawing rolled steel products of high-carbon steel without heat treatment]. Problemy trybolohiyi, 3, 82-91.

Одержано/Received 17.04.26

Прийнято до друку/Accepted 22.05.26

Опубліковано/Published 31.05.26

Influence of the processing temperature on the characteristics of the high-carbon steel wire

V. A. Lutsenko, Doctor of Technical Sciences, Leading researcher lutsenko-VA@i.ua
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4604-5592>

A. Yu. Borysenko, Doctor of Technical Sciences, Senior Researcher, asbor@ua.fm,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2120-0944>

T. M. Golubenko, Candidate of Technical Sciences, Senior Researcher, sumer@i.ua,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3583-211X>

O. V. Lutsenko, Candidate of Technical Sciences, Researcher olya.lutsenko2009@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8298-5306>

Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov of the NAS of Ukraine, Dnipro, Ukraine

Summary

High-carbon wire for the production of the steel cord and reinforcement of the high-pressure hoses with a diameter up to 0.05 mm is made from the wire rod with a diameter of 5.5 mm by drawing with intermediate patenting and

has high strength and ductility properties. The specified set of the properties are achieved through optimal heat treatment and formation of the structure of the finely dispersed perlite (sorbite, troostite) during the patenting process. The formation of the martensite, also the significant amount of the bainite and excess ferrite in the structure of the patented steel is not allowed. Existing patenting modes lead to formation of the bainite structure along with finely dispersed pearlite structures, shown by microstructural investigations. Depending on the heat treatment (patenting) modes, it is possible to formation not only different quantities, but also different types of the bainite, which have different effects on the mechanical properties of the patented wire and the technology elaboration. The aim of the research was to establish patterns of the influence of the processing temperature (patenting) on the mechanical properties of the patented high-carbon wire. In the entire studied range of the austenite transformation temperatures, bainite is formed along with sorbite, and a decrease in the patenting temperature increases the amount of bainite, as shown by the analysis of the mechanical properties and microstructure of the C80D2 steel samples after isothermal decomposition of the austenite at patenting temperatures of 610-530 °C. The amount, morphology and distribution pattern of the bainite have a significant effect on the mechanical properties of the patented blank made of the high-carbon steel C80D2 at a patenting temperature below 560 °C, when its proportion in the microstructure exceeds 10 %. The most optimal combination of the mechanical properties and microstructures are achieved when patenting at a temperature of 590-560 °C.

Keywords: high-carbon steel, patenting, wire, temperature, structure, bainite, sorbite.