

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦІЙНИХ ПАРАМЕТРІВ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ ЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

Е. В. ПАРУСОВ¹, І. М. ЧУЙКО¹, С. І. ГУБЕНКО^{1,2},
Е. В. ОЛІЙНИК¹, О. В. ПАРУСОВ¹

¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро;

² ННІ "Придніпровська державна академія будівництва та архітектури"
Українського державного університету науки і технологій, Дніпро

Проаналізовано вплив умов термомеханічної обробки на структуру і механічні властивості низьковуглецевої легованої сталі CrMoV1Si (аналог сталі Св-08ХГСМФА). За отриманими залежностями твердості, границь плинності та міцності від температурно-деформаційних параметрів оброблення визначено оптимальний температурний діапазон завершення гарячого деформування прокату з цієї сталі за стаціонарного режиму постдеформаційного охолодження (1050...1100°C). Оцінено механізми структурних перетворень у гарячедеформованій сталі та обґрунтовано їх вплив на механічні властивості металу після охолодження. Встановлено, що температурний інтервал завершення гарячого деформування – важливий технологічний параметр під час розроблення та реалізації схеми знеміцнювальної термомеханічної обробки прокату на лінії двостадійного водно-повітряного охолодження "Стелмор".

Ключові слова: *низьковуглецева сталь, термомеханічна обробка, структура, механічні властивості.*

The influence of thermomechanical treatment conditions on the structure and mechanical properties of low-carbon alloyed CrMoV1Si steel (analogue Sv-08KhGSMFA steel) was analyzed. The obtained dependences of hardness, yield strength, and ultimate tensile strength on the thermomechanical treatment parameters made it possible to determine the optimal temperature range for the finishing of hot deformation of wire rod from the studied steel from the point of view of the metal maximum softening under the stationary mode condition of its post-deformation cooling (1050...1100°C). The mechanisms of structural transformations in hot-deformed steel are assessed and their influence on the formation of indicators of the mechanical properties of the metal after cooling is substantiated. The determined temperature range for the finishing of hot deformation is an important technological parameter in the development and implementation of the mode of softening thermomechanical treatment of steel wire rod on the Stelmor two-stage water-air cooling line.

Keywords: *low-carbon steel, thermomechanical treatment, structure, mechanical properties.*

Вступ. Однією з найефективніших технологій відновлення зношених металевих деталей є наплавлювання з використанням сталевого дроту суцільного перерізу як наповнювача й електричної або плазмової дуги як джерела тепла [1, 2], а також напилювання з допомогою порошкових дротів [3]. Іншою прогресивною технологією створення металевих виробів складної конфігурації є адитивне виробництво (3D-друк) зі застосуванням сталевого дроту та високоенергетичної дуги (WAAM – Wire Arc Additive Manufacturing) [4–7].

Дріт зі сталі CrMoV1Si (аналог сталей Св-08ХГСМФА, Св-08ХГ2СМФ і Св-10ХГ2СМФ) використовують для відновлення методом наплавлювання компонентів машин і механізмів, що працюють в умовах зношування тертям. До того

ж такий дріт вживають для зварювання теплотривких перлітних Cr–Mo і Cr–Mo–V сталей у важкому машинобудуванні та для виробництва й відновлення енергетичного, хімічного та нафтохімічного обладнання, а також у технологіях WAAM [8].

Традиційно діаметр наплавлювального і зварювального дроту з цієї сталі становить 1,2...3 mm. Головна проблема під час його виробництва – необхідність енерговитратної проміжної термічної обробки дротяної заготовки (відпал), щоб запобігти передчасне руйнування металу під час волочіння [9]. Це, своєю чергою, пов'язано зі складністю виготовлення високоякісного прокату малого діаметра (5,5 mm) підвищеної деформованості. Для цього найчастіше використовують високошвидкісні вальцювальні стани і лінії двостадійного водно-повітряного охолодження “Стелмор”.

Сталі для зварювання та наплавлювання, леговані Mn, Si, Cr, Mo, V та іншими елементами, відносять до ферито-бейнітно-мартенситного класу. Через їх складну структуру необхідно розробити технологічні рішення, щоб зменшити кількість гартівних структур на етапі виробництва прокату. Відомо [9–12], що тверді бейнітно-мартенситні ділянки в структурі прокату-дроту є природними концентраторами напружень, які знижують пластичність металу в умовах складного напружено-деформованого стану в осередку деформації під час волочіння. Це призводить до появи шевронних тріщин на поверхні дротяної заготовки та внутрішніх дефектів у вигляді порушень суцільності металу (мікропорожнин), а отже, до обривності дроту, а також до порушення зварювання (наплавлювання) через нестабільність електричної дуги.

Над пошуками шляхів підвищення деформованості прокату і наплавлювального та зварювального дроту активно працюють науковці Китаю, США, Індії, Кореї, Туреччини та інших країн світу [12–16]. Основну увагу зосереджують на вивченні впливу системи легування і мікролегування сталі на фазово-структурні перетворення під час охолодження металу після гарячого деформування і у зварювальній ванні за використання дроту, трансформації структури під час холодного волочіння, механізмах руйнування дроту під час деформування, а також спадковому впливі дефектів гарячедеформованого прокату на технологію виробництва дроту.

Таким чином, актуально розробити технологію знеміцнювальної термомеханічної обробки (ТМО) прокату з легованих сталей та його подальшого енерго-ефективного перероблення у наплавлювальний і зварювальний дріт.

Залежно від умов гарячого деформування (варіювання температури, ступеня і швидкості деформації, тривалості постдеформаційного витримування) можуть виникати різні структурні стани металу: від гаряченоклепаного до статично рекристалізованого [17, 18], які і визначають комплекс механічних властивостей прокату за кімнатної температури після відповідних фазових перетворень.

Мета дослідження – вивчити закономірності впливу температурно-деформаційних параметрів ТМО на структуру, твердість та міцність сталі CrMoV1Si, щоб визначити температурний інтервал закінчення її гарячого деформування, який забезпечує максимальне знеміцнення прокату за стаціонарного режиму постдеформаційного охолодження.

Матеріал і методика. Досліджували низьковуглецеву леговану сталь CrMoV1Si (аналог сталі Св-08ХГСМФА) з таким хімічним складом (mass%): 0,08 C; 0,54 Si; 1,30 Mn; 1,06 Cr; 0,54 Mo; 0,21 Ni; 0,24 V; 0,20 Cu; 0,011 S; 0,012 P; 0,006 N. Її виплавляли у промислових умовах у електродуговій печі й обробляли на установці ківш-піч, щоб остаточного відкорегувати хімічний склад та усереднити температуру рідкого розплаву перед початком розливання. Розливали з допомогою машини безперервного лиття у заготовки з поперечним перерізом 125×125 mm, які гаряче деформували до діаметра 5,5 mm і охолоджували.

З прокату діаметром 5,5 mm виготовляли зразки довжиною 10 mm, які нагрівали у лабораторній муфельній печі СНО 12/1300 (Україна) до температур 900; 950; 1000; 1050; 1100 і 1200°C (по три зразки на кожну температуру) впродовж 600 s та осаджували одноразовим ударом кувальним молотом МА4129 до деформації 30; 60 і 90% (по одному зразку на кожний ступінь). Охолоджували зразки у спокійному повітрі до кімнатної температури. Твердість металу за Віккерсом вимірювали приладом ZwickRoell DuraScan 10 Lite (Німеччина) згідно з ДСТУ ISO 6507-1:2006.

Показники міцності сталі визначали за відповідним значенням твердості за Віккерсом, використовуючи такі емпіричні рівняння [19]:

$$YS = -90,7 + 2,876 \cdot HV, \quad (1)$$

$$UTS = -99,8 + 3,734 \cdot HV, \quad (2)$$

де YS – границя плинності, МПа; UTS – границя міцності, МПа; HV – твердість за Віккерсом, kg/mm^2 .

Структуру прокату у вихідному стані та після відповідних режимів ТМО вивчали на оптичному світловому мікроскопі Zeiss Axiovert 200 M MAT (Німеччина). Готували металографічні шліфи за стандартною процедурою з травленням у ніталі. Об'ємну кількість фаз визначали точковим методом (методом полів А. Глаголева).

Результати та їх обговорення. Металографічні дослідження засвідчили, що прокат у вихідному стані складається із феритної матриці з окремими бейнітно-мартенситними ділянками, кількість яких становила ~ 10% (рис. 1a), і зерен тонкодисперсного перліту, кількість яких дорівнювала ~ 5% (рис. 1b).

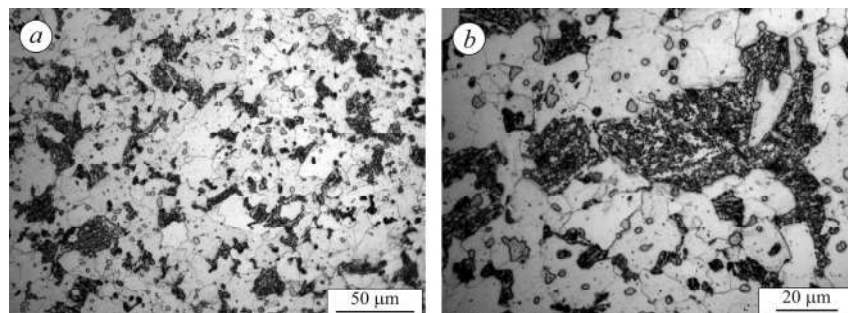


Рис. 1. Структура прокату діаметром 5,5 mm зі сталі CrMoV1Si у вихідному стані.

Fig. 1. Structure of a wire rod with a diameter of 5.5 mm made of CrMoV1Si steel in its original state.

Критична температура A_{C3} сталі 910°C. Результати вимірювання її твердості після деформування за різних температур і ступенів деформації та подальшого охолодження у спокійному повітрі наведено у табл. 1.

Графічна інтерпретація результатів перерахунку твердості у показники міцності (границі плинності та міцності) сталі за допомогою емпіричних рівнянь (1) і (2) наведена на рис. 2, де чітко видно локальний мінімум значень міцності за температур деформування 1050...1100°C незалежно від деформації. Ще одним трендом є зростання міцності сталі з підвищенням ступеня гарячої деформації.

Співвідношення вмісту структурних складників сталі після відповідних режимів ТМО, визначене за результатами мікроструктурного аналізу, наведено у табл. 2. Рис. 3 ілюструє зміну мікроструктури зразків після ТМО зі ступенем деформації 30%. Виявили, що після деформування за різних температур вона відрізняється ще й розмірами зерен. За деформації 60 і 90% при відповідних темпе-

ратурах співвідношення кількості складників та їх морфологія принципово не змінилися порівняно з деформацією 30%.

Таблиця 1. Твердість за Віккерсом зразків зі сталі CrMoV1Si після ТМО із заданими деформаційно-температурними параметрами

Температура деформування, °C	Твердість за Віккерсом HV , kgf/mm^2		
	деформація 30%	деформація 60%	деформація 90%
900	269	289	312
950	248	275	306
1000	212	237	294
1050	210	228	252
1100	220	235	260
1200	229	244	271

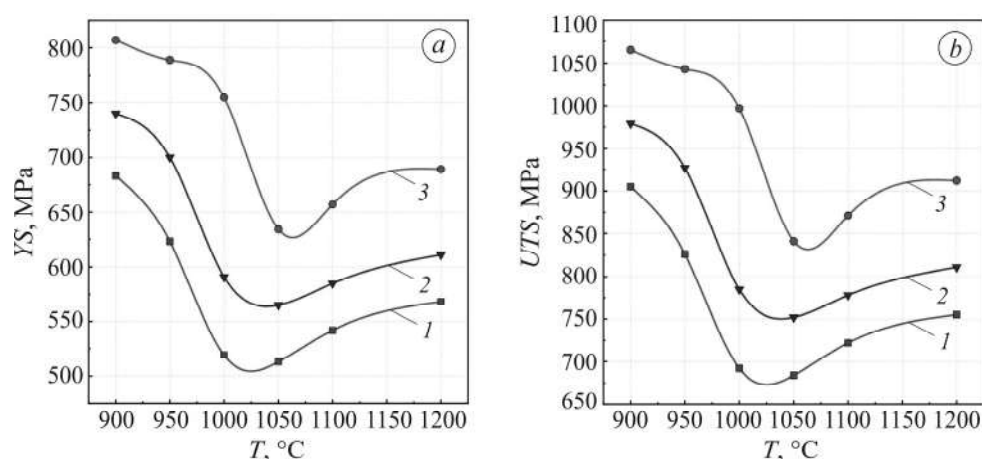


Рис. 2. Залежність границь плинності (а) і міцності (b) сталі CrMoV1Si від температури та ступеня деформації (ϵ) після ТМО з охолодженням у спокійному повітрі: 1 – $\epsilon = 30\%$; 2 – 60; 3 – 90.

Fig. 2. Dependence of the yield strength (a) and ultimate tensile strength (b) of CrMoV1Si steel on temperature and degree of deformation (ϵ) after thermomechanical treatment with cooling in air: 1 – $\epsilon = 30\%$; 2 – 60; 3 – 90.

Таблиця 2. Співвідношення структурних складників сталі CrMoV1Si після ТМО

Температура деформування, °C	Мікроструктура* (Ф / П / Б + М, vol.%)		
	деформація 30%	деформація 60%	деформація 90%
900	21 / 12 / 67	20 / 11 / 69	18 / 12 / 70
950	29 / 19 / 52	25 / 17 / 58	24 / 15 / 61
1000	47 / 25 / 28	45 / 23 / 32	46 / 21 / 33
1050	62 / 30 / 8	61 / 30 / 9	58 / 29 / 13
1100	60 / 31 / 9	59 / 28 / 13	56 / 28 / 16
1200	51 / 31 / 18	48 / 30 / 22	41 / 25 / 34

* Ф – ферит; П – перліт; Б + М – бейнітно-мартенситна суміш.

Отримані результати можна пояснити, ґрунтуючись на сучасних уявленнях про динамічне структуроутворення у низьковуглецевій сталі за гарячого деформування [18, 20–23], а також за охолодження після його завершення [18, 24, 25].

На будь-якій стадії гарячого деформування метал характеризується підвищеною щільністю лінійних дефектів кристалічної будови (дислокацій), яка слугує термодинамічним стимулом для таких відновлювальних структурних процесів [18]: гарячий наклеп $\rightarrow$ динамічна полігонізація (нестала) $\rightarrow$ динамічна полігонізація (стала) $\rightarrow$ первинна динамічна рекристалізація $\rightarrow$ збиральна динамічна рекристалізація [26]. Водночас відсутня дискретна зміна цих стадій, які накладаються одна на одну та відбуваються паралельно, циклічно та неоднорідно. Після деформування можливі статичні повернення та рекристалізація [18, 24, 25], а якщо деформування закінчується на стадії динамічної рекристалізації, то відбувається метадинамічна рекристалізація [18, 21].

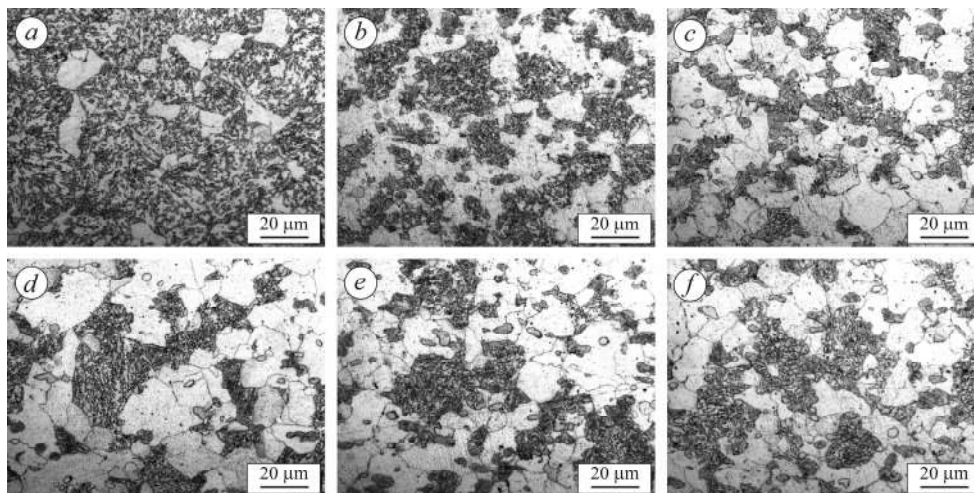


Рис. 3. Еволюція структури сталі CrMoV1Si після деформації 30% за різних температур і охолодження у спокійному повітрі до кімнатної температури:
a – 900°C; b – 950; c – 1000; d – 1050; e – 1100; f – 1200°C.

Fig. 3. Evolution of the CrMoV1Si steel structure after 30% deformation at different temperatures and cooling in air to room temperature:
a – 900°C; b – 950; c – 1000; d – 1050; e – 1100; f – 1200°C.

Сталь, деформована при 900...950°C, володіє максимальними значеннями твердості та міцності. Враховуючи температуру A_{C3} 910°C і припускаючи, що під час механічного навантаження від 950°C температура металу дещо знизилась, можна вважати, що сталь у цьому інтервалі температур деформувалася у двофазному стані ($\alpha + \gamma$). Аустеніт і ферит по-різному схильні до зміцнення та динамічного знеміцнення [18, 26], через що пластичність сталі знижується, ускладнюються процеси динамічного відновлення структури та підвищується твердість (див. табл. 1).

Очевидно, що в цих умовах гарячий наклеп пов'язаний зі збільшенням щільності дислокацій, формуванням коміркової субструктури та розвитком динамічного повернення за механізмом несталої полігонізації, яка не пригнічує зміцнення [26]. Вказані процеси у фериті та аустеніті відбуваються з різною швидкістю, а також відрізняються механізмами [18, 26], що зумовлює напруження в обох фазах. Водночас внаслідок неоднакової розчинності домішок у цих фазах (в аустеніті вона більша) під час подальшого охолодження ферит зберігається, але зростає стійкість переохолодженого аустеніту. Це сприяє формуванню більшої кількості бейнітно-мартенситних продуктів його розпаду (рис. 3a, b). Водночас всі структурні компоненти, що виникли після розпаду переохолодженого аустеніту з великою щільністю дислокацій, успадковують таку дефектність кристалічної будови, а метал володіє підвищеною міцністю. Таке структуроутворення відповідає класичній схемі зміцнювальної ТМО.

За температур 1000...1200°C сталь деформується в аустенітному стані. Тут розподіл атомів домішок в об'ємі аустеніту рівномірніший порівняно з феритно-аустенітною структурою під час деформування за знижених температур. З підвищенням температури до 1000°C розвивається динамічне повернення за механізмом сталої полігонізації, внаслідок чого утворюється коміркова субструктура, яка трансформується у полігональну [21, 26], що сприяє зниженню твердості та міцності після охолодження.

Деформування сталі при 1050...1100°C є умовою початку первинної динамічної рекристалізації, коли з'являються нові зерна ненаклепаного аустеніту, в яких відразу відбуваються процеси ковзання та переповзання дислокацій і збільшується їх щільність [18, 26]. Рекристалізовані зерна можуть виникати в результаті перебудови субзеренної структури та міграції субмеж [21, 23], а також на межах зерен аустеніту, що призводить до зменшення їх середнього розміру (рис. 4). При цьому динамічна рекристалізація найчастіше починається на існуючих межах зерен (рис. 4a), а нові зерна згодом зароджуються на межах щойно утворених (рис. 4b). Так формується смуга з рекристалізованих зерен, яка поступово потовщується (рис. 4c) [25]. Через послідовну появу наступних шарів може виникнути "намистоподібна" зеренна структура (рис. 4b–d). Слід зазначити, що динамічна рекристалізація ніколи не відбувається повністю, оскільки деформація зумовлює появу в нових рекристалізованих зернах нових дислокацій [18, 26].

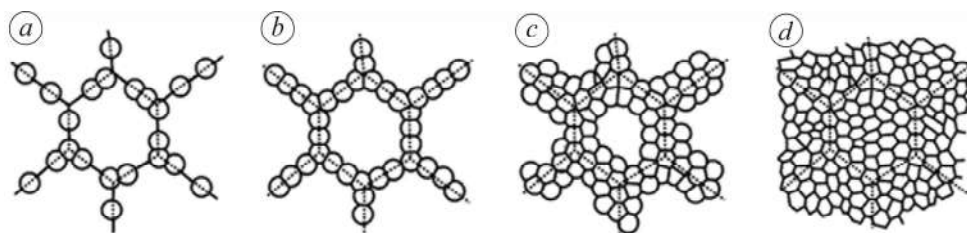


Рис. 4. Схема еволюції зеренної структури сталі під час динамічної рекристалізації.
Штрихові лінії – початкові межі зерен.

Fig. 4. Scheme of the evolution of the grain structure of steel during dynamic recrystallization.
Dotted lines show initial grain boundaries.

Стійкість дрібнозернистого метастабільного аустеніту знижується, а $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення починається за вищих температур з формуванням більшої об'ємної частки фериту і суттєвим зменшенням кількості бейніту та мартенситу після охолодження сталі, що підтверджують результати металографічного аналізу (рис. 3d, e). Тут зменшення дефектності аустеніту також додатково впливає на знеміцнення металу.

Подальше підвищення температури деформування до 1200°C провокує розвиток статичної рекристалізації аустеніту під час охолодження. Це супроводжується збільшенням середнього розміру його зерна, а отже, підвищенням стійкості. Внаслідок цього формується більша кількість бейнітно-мартенситних продуктів трансформації аустеніту та зменшується об'ємна частка фериту (рис. 3f), що сприяє зростанню міцності сталі після охолодження.

Для кожної температури з підвищенням деформації до 60 і 90% інтенсифікується розвиток гарячого наклепу, що впливає на динамічне відновлення структури сталі. Зі збільшенням ступеня деформації температура початку динамічної рекристалізації за однакової швидкості деформування зміщується у бік нижчих значень [26]. Характерне підвищення твердості та міцності сталі зі збільшенням ступеня деформації за інших однакових умов пояснюють зростанням дефектності аустеніту перед початком $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Як і під час деформування за знижених температур, структурні компоненти, спричинені розпадом переохолодже-

ного аустеніту зі збільшеною щільністю дислокацій, володіють підвищеними твердістю і міцністю без суттєвої зміни їх співвідношення та морфології. Водночас характер залежності міцності від температури завершення деформування принципово не змінюється за варіювання ступеня деформації, що свідчить про ідентичність механізмів структуроутворення. Отже, рекомендуємо оптимальний температурний діапазон закінчення гарячого деформування прокату зі сталі 1050...1100°C.

Аналізуючи процеси формування структури сталі під час деформування за різних температур, необхідно враховувати вплив на них легувальних елементів (Cr, Mo, Ni, V, Si, Mn, Cu), атоми яких можуть розчинятися в кристалічній ґратці аустеніту та фериту (твердорозчинне зміцнення), формувати атмосфери або "хмари" на дислокаціях та сегрегації на субмежах та межах зерен, або утворювати дисперсні фази [18, 26]. Зміцнювальний вплив домішок залежить від їх розподілу в кристалічній ґратці фериту і аустеніту та типу атмосфер, які вони можуть формувати на дефектах кристалічної будови. Легувальні елементи впливають на міцність міжатомних зв'язків, дифузійну рухливість, енергію поверхонь поділу, рухливість меж зерен, через що суттєво змінюється розвиток гарячого наклепу та динамічного відновлення деформованої структури сталі. Це гальмує формування центрів рекристалізації та підвищення температури її початку.

ВИСНОВКИ

Отримано залежності твердості, границь плинності та міцності від температурно-деформаційних параметрів оброблення і визначено оптимальний температурний діапазон закінчення гарячого деформування прокату зі сталі CrMoV1Si (аналог сталі Св-08ХГСМФА) для максимального знеміцнення металу за стаціонарного режиму його постдеформаційного охолодження (1050...1100°C). Встановлений температурний інтервал – важливий технологічний параметр під час розроблення та реалізації схеми знеміцнювальної ТМО прокату на лінії "Стелмор". За результатами мікроструктурного аналізу простежено еволюцію структури сталі після різних ступенів деформації і температур з подальшим охолодженням у спокійному повітрі до кімнатної температури. Запропоновано механізми структурних перетворень у гарячедеформованому металі й обґрунтовано їх вплив на механічні властивості сталі після ТМО.

1. Wasono R. S., Wahab D. A., and Azman A. H. Additive manufacturing for repair and restoration in remanufacturing: an overview from object design and systems perspectives // *Processes*. – 2019. – 7. – P. 802. DOI: 10.3390/pr7110802
2. Lee J.-H., Lee C.-M., and Kim D.-H. Repair of damaged parts using wire arc additive manufacturing in machine tools // *J. of Mater. Res. and Technol.* – 2022. – 16. – P. 13–24. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.11.156
3. Abrasive wear resistance and tribological characteristics of electrometallization composite coatings / M. M. Student, S. I. Markovych, V. M. Hvozdetzkyi, O. S. Kalakhan, and V. M. Yuskiv // *Materials Science*. – 2022. – 58. – P. 96–104. DOI: 10.1007/s11003-022-00636-4
4. Treutler K. and Wesling V. The current state of research of wire arc additive manufacturing (WAAM): a review // *Appl. Sci.* – 2021. – 11. – P. 8619. DOI: 10.3390/app11188619
5. Adzhamskii S. V., Kononenko A. A., and Podol'skii R. V. Prospects for the application of additive technologies in aircraft and rocket engineering // *Aerospace Technic and Technol.* – 2020. – 167, №. 7. – P. 59–65. DOI: 10.32620/aktt.2020.7.09
6. Tailoring microstructure of wire arc additively manufactured C–Mn–Si steel with post process heat treatment / M. Shamsujjoha, J. Licavoli, B. Lin, E. Harma, R. Patterson, T. Timmermann, M. Groeneveld, L. McLeod, and P. Sanders // *Mater. Sci. and Eng.: A*. – 2021. – 825. – 141921. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141921
7. Investigation of the influence of orientation and thickness layer thickness on mechanical properties of Co–Cr–Mo alloy manufactured by SLM / S. Adjamskiy, G. Kononenko, R. Podolskiy, and S. Baduk // *Sci. Innov.* – 2022. – 18, № 5. – P. 85–94. DOI: 10.1109/NAP51477.2020.9309708

8. *Structure and mechanical behavior of heat-resistant steel manufactured by multilayer arc deposition* / I. V. Vlasov, A. I. Gordienko, A. V. Eremin, V. M. Semenchuk, and A. E. Kuznetsova // *Metals*. – 2023. – **13**, № 8. – P. 1375. DOI: 10.3390/met13081375
9. *Scientific and technological aspects of high-grade rolled wire production* / V. V. Parusov, O. V. Parusov, I. N. Chuyko, and A. B. Sychkov // *Metallurgical and Mining Industry*. – 2010. – **2**, № 2. – P. 137–142.
10. *Дослідження зв'язку між хімічним і фазовим складом та в'язкістю руйнування сталі залізничних коліс* / О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, О. А. Сафронова, О. Л. Сафронов, Ж. А. Дементьєва // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2024. – **60**, № 1. – С. 42–48.
11. *Вплив хімічного складу сталі на утворення бейніто-мартенситних ділянок в структурі бунтового прокату зварювального призначення* / Е. В. Парусов, О. Б. Сичков, І. М. Чуйко, Л. В. Сагура, Г. І. Сівак, Т. М. Голубенко // *Вісник Українського матеріалознавчого товариства ім. І. М. Францевича*. – 2017. – № 1 (10). – С. 60–66.
12. *Cause analysis of V-shaped crack pairs on drawn welding wire surface of ER70S-6 steel* / H. Zhao, S. Wang, J. Gao, J. Qi, R. Su, H. Zhang, H. Chen, Z. Tian, and L. Bai // *Metall. Res. Technol.* – 2022. – **119**, № 5. – Article number 510. DOI: 10.1051/metall/2022070
13. *Asati B., Shajan N., and Arora K. S. Development of high strength welding consumable for arc welding carbon steels* // *Materials Today: Proc.* – 2023. DOI: 10.1016/j.matpr.2023.07.007
14. *Drawing fracture behavior and mechanism analysis of ER50-6G welding wire steel* / M. Zuo, Q. Zuo, Z. Ma, F. Liu, X. Liu, and X. Fang // *Eng. Res. Express*. – 2023. – **5**. – Article number 025062. DOI: 10.1088/2631-8695/acda12
15. *Sychkov A., Tulupov O., and Moller A. Reasons for breakage of welding rod and wire* // *Mater. Sci. Forum*. – 2019. – **946**. – P. 247–252. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.946.247
16. *Metallurgical investigation of welding wire rod grade during processing* / S. Das, S. Talukdar, A. Kumar, and G. Mukhopadhyay // *Eng. Failure Analysis*. – 2020. – **118**. – Article number 104884. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2020.104884
17. *Oliinyk E., Parusov E., and Chuiko I. Theoretical and technological principles of softening thermomechanical treatment of welding wire rod* // *Int. Sci. and Techn. Conf. "Information Technologies in Metallurgy and Machine building – ITMM 2024"* (Dnipro, Ukraine, April, 10–11, 2024). – Dnipro, Ukraine, 2024. – P. 57–64. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2024.01.010
18. *Губенко С. І., Парусов В. В. Деформація металевих матеріалів*. – Дніпропетровськ: АРТ-ПРЕСС, 2006. – 316 с.
19. *Pavlina E. J. and Van Tyne C. J. Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels* // *J. Mater. Eng. Perform.* – 2008. – **17**. – P. 888–893. DOI: 10.1007/s11665-008-9225-5
20. *McQueen H. J. and Jonas J. J. Recent advances in hot working: Fundamental dynamic softening mechanisms* // *J. of Appl. Metalworking*. – 1984. – **3**. – P. 233–241. DOI: 10.1007/BF02833651
21. *Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions* / T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, and J. J. Jonas // *Progress in Mater. Sci.* – 2014. – **60**. – P. 130–207. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002
22. *Structural changes during hot deformation of austenite in alloy steels* / M. L. Bernshtein, L. M. Kapltkina, S. D. Prokoshkin, and S. V. Dobatkin // *Acta Metallurgica*. – 1985. – **33**, № 2. – P. 247–254. DOI: 10.1016/0001-6160(85)90142-7
23. *Huang K. and Logé R. E. A review on dynamic recrystallization phenomena in metallic materials* // *Materials & Design*. – 2016. – **111**. – P. 548–574. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012
24. *McQueen H. J. and Jonas J. J. Role of the dynamic and static softening mechanisms in multistage hot working* // *J. of Appl. Metalworking*. – 1985. – **3**. – P. 410–420. DOI: 10.1007/BF02833663
25. *Humphreys J., Rohrer G. S., and Rollett A. Recrystallization and related annealing phenomena*. – Amsterdam: Elsevier, 2017. – 734 p.
26. *Gubenko S. Physical nature of plasticity and strengthening of metals during deformation*. – Germany-Mauritius: Beau Bassin. LAP LAMBERT Academic publishing, 2020. – 342 p.

Одержано 18.07.2024