

УДК 669.14

Соболенко М.О., Романова Н.С.

Кінетика розпаду аустеніту при безперервному охолодженні недеформованої борвмісної сталі 30Г1Р

Sobolenko M.A., Romanova N.S.

Kinetics of austenite decay during continuous cooling of undeformed boron-containing steel 30Г1Р

Мета. Провести дослідження кінетики розпаду недеформованого переохолодженого аустеніту за безперервним охолодженням борвмісної сталі. Встановити закономірності формування структури борвмісної сталі за безперервного охолодження з різними швидкостями від температур нагрівання.

Методика. Дослідження фазових перетворень і кінетики розпаду недеформованого переохолодженого аустеніту проводили методом диференційно-термічного аналізу на зразках борвмісної сталі з дослідженнями мікроструктури та твердості.

Результати. Вивчено кінетику перетворень і побудовано термокінетичні діаграми розпаду недеформованого переохолодженого аустеніту борвмісної сталі. Вивчено критичні точки і виявлено особливості впливу швидкості охолодження недеформованого аустеніту на об'ємну частку структурних складових борвмісної сталі.

Наукова новизна. Показано положення критичних точок температур і отримано якісну та кількісну картину структуроутворення досліджуваної борвмісної сталі. Виявлено вплив швидкості охолодження на характер перетворень аустеніту та механічні властивості досліджуваної сталі.

Практична значимість. Проведені дослідження (знання положення критичних точок) дають змогу цілеспрямовано обрати температури нагріву, охолодження та ізотермічних витримок під час розроблення режимів відпалу як у підкритичному інтервалі температур, так і з частковою або повною фазовою перекристалізацією. Отримані результати можуть бути використані при розробці різних режимів термічної обробки, що застосовуються в промислових технологіях виробництва бунтового прокату зі борвмісної сталі для холодної висадки.

Ключові слова: механічні властивості, швидкість охолодження, структуроутворення, термокінетична діаграма, кінетика перетворень недеформованого аустеніту.

Purpose. Conduct a study on the kinetics of decomposition of undeformed supercooled austenite during continuous cooling of boron-containing steel. Establish the patterns of structure formation in boron-containing steel during continuous cooling at various rates from heating temperatures.

Methodology. The study of phase transformations and the kinetics of decomposition of undeformed supercooled austenite was conducted using differential thermal analysis on samples of boron-containing steel, accompanied by investigations of microstructure and hardness.

Findings. The kinetics of transformations were studied, and thermokinetic diagrams of the decomposition of undeformed supercooled austenite in boron-containing steel were constructed. Critical points were examined, and the peculiarities of the influence of the cooling rate of undeformed austenite on the volume fraction of structural components in boron-containing steels were identified.

Originality. The positions of critical temperature points have been demonstrated, and both qualitative and quantitative depictions of the structure formation of the investigated boron-containing steel have been obtained. The influence of cooling rate on the nature of austenite transformations and the mechanical properties of the studied steel has been revealed.

Practical value. The conducted research (knowledge of the positions of critical points) enables the targeted selection of heating, cooling, and isothermal holding temperatures during the development of annealing regimes both in the subcritical temperature range and with partial or complete phase recrystallization. The obtained results can be utilized in designing various thermal treatment regimes applied in industrial technologies for the production of coiled rolled products made from boron-containing steel for cold forging.

Keywords: mechanical properties, temperature regime, cooling rate, structure formation, thermokinetic diagram, kinetics of transformations of undeformed austenite.

Вступ. Основна ознака придатності сталі для використання її в різних конструкціях – це комплекс механічних характеристик, який повинен задовольняти вимогам тієї конструктивної схеми де сталь буде використовуватися. Для конструкційних сталей і сплавів якість визначається стандартними показниками що забезпечують надійність під час використання їх у конструкції. Підвищення надійності металевих виробів і конструкцій з них у поєднанні зі зниженням металоємності шляхом надання сталюним заготовкам відповідної структури і необхідних властивостей під час термічного оброблення, належать до найважливіших завдань,

які наразі стоять перед металознавцями та фахівцями з термічної обробки металу. Ці питання і їх вирішення безпосередньо пов'язані з підвищенням властивостей конструкційних матеріалів, зокрема металопродукату із борвмісних сталей, призначених для виготовлення високоміцних кріпильних виробів. Саме економнолегована борвмісна сталь, така як 30Г1Р, наразі служить перспективним матеріалом для виробництва високоміцних кріпильних виробів [1] замість традиційно застосовуваних у промисловості сталей, легуваних дорого вартісними елементами. Використання борвмісних сталей дозволяє збільшити обсяги виробництва висо-

комічних виробів, що виготовляються методами холодного об'ємного штампування (ХОШ).

Постановка проблеми досліджень. Технологія виготовлення високоміцних кріпильних виробів розвивається у напрямку збільшення граничного ступеня деформації заготовок (сортового металопрокату) для ХОШ за істотним ускладненням форми кріпильних виробів. Тому до структури і властивостей сталей, що використовуються для виробів цього класу, висувуються додаткові вимоги, а саме однорідність механічних властивостей, підвищений ресурс пластичності та однорідність структури. Відомо, що нерівномірність структури низьковуглецевої сталі для ХОШ призводить до браку виробів під час холодного штампування [2].

Між тим конструкційні сталі для холодної висадки повинні мати у початковому стані структуру зернистого перліту певного балу, рівномірно розподіленого в матриці. Така структура, стосовно зазначених сталей, порівняно зі структурою пластичного перліту, володіє кращою технологічністю й економічністю під час подальших необхідних обробок металу [3, 4]. Для отримання структури зернистого перліту сортовий металопрокат (катанку) призначений для ХОШ піддають сфероїдизуючому відпалу. Традиційні способи сфероїдизації карбідної фази потребують тривалого часу для реалізації процесу термічної обробки (ТО), характеризуються високими енергетичними витратами та мають ряд інших недоліків [4].

Для скорочення тривалості процесу сфероїдизації застосовуються різноманітні схеми передобробок металопрокату, різні способи та технології комбінаційних обробок гарячекатаного прокату для ХОШ [5]. Вказані передобробки зазвичай ґрунтуються на збільшенні дисперсності частинок карбідів і дефектності кристалічної решітки матриці шляхом зниження температури розпаду аустеніту в області евтектійного (перлітного) перетворення. Схема режиму сфероїдизуючого відпалу при цьому принципово не змінюється: відбувається нагрівання з частковою фазовою перекристалізацією і здійснюється сфероїдизація карбідів нижче температури A_{c1} . Тобто сфероїдизація безпосередньо здійснюється у процесі ізотермічної витримки, або у процесі безперервного повільного охолодження, або декількома ізотермічними витримками у процесі охолодження.

Значне скорочення тривалості сфероїдизуючого відпалу досягається завдяки застосуванню електротермічної обробки заготовки [6]. Відмінною особливістю вказаної обробки є високі швидкості нагрівання металу, що забезпечуються завдяки використанню висококонцентрованих

джерел (електроконтактне або індукційне нагрівання). Поряд зі значним скороченням (у декілька разів) тривалості ТО, завдяки специфічному впливу високих швидкостей нагріву на механізм і кінетику структурних змін оброблюваного сортового прокату, досягається більш високий комплекс властивостей сталейних виробів [6].

Однак, треба розуміти, що електротермічна обробка заготовки не лише прискорює процес нагрівання металу до певних необхідних температур (за рахунок чого зменшується загальна тривалість сфероїдизуючого відпалування), а й при цьому може використовуватися для створення таких температурних режимів, за допомогою яких забезпечуються різке прискорення власне безпосередньо сфероїдизації цементиту сталевих заготовок, можливе за рахунок зміни механізмів цього процесу. І це, на нашу думку, є новий погляд, на процес інтенсифікації сфероїдизації цементиту низьковуглецевих борвмісних сталей.

Знання закономірностей формування структури та необхідного рівня механічних властивостей при швидкісних нагріванні та охолодженні борвмісних сталей дають змогу виконати підготовку структурного стану сталі заготовки безпосередньо перед сфероїдизуючою витримкою. Отриманий структурний стан буде враховувати особливості сфероїдизації цементиту у низьковуглецевих сталях, а також сприяти необхідному розподілу глобуль цементиту в феритній матриці. Таким чином проведення досліджень закономірностей впливу швидкісних режимів температури – деформаційної обробки та подальшого регламентованого охолодження сортового прокату з борвмісних сталей для ХОШ на структурні та фазові перетворення наразі є актуальною проблемою.

Для обґрунтованого підходу до розроблення режимів і технології ТО каліброваної сталі для холодного висаджування на першому етапі досліджували критичні точки та кінетику перетворень недеформованого переохолодженого аустеніту сталі 30Г1Р.

Матеріал та методика досліджень. Дослідження проводили на зразках катанки діаметром 6,5...10 мм зі сталі 30Г1Р (див. табл. 1), яку в даний час широко використовують для отримання високоміцних кріпильних виробів холодною висадкою з подальшим гартуванням і відпусткою. Вміст бора і азоту досліджуваних марок сталей (дивись таблицю 1) при цьому співвідношення бора і азоту забезпечує, з одного боку зростання розжарюваності виробів з цих марок сталі, а з другого боку, подібнення зерна аустеніту під загартування.

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваної марки сталі 30Г1Р

Марка сталі	Масова частка елементів, %										
	C	Si	Mn	Al	Ti	S	P	Cr	Cu	B	N
30Г1Р	0,3	0,30	1,02	0,02	0,017	0,007	0,024	–	–	0,0007	0,016

При проведенні досліджень використовували високошвидкісне електроконтактне нагрівання

зразків на лабораторній установці, яка обладнана пристроями водоповітряного охолодження та сис-

темою контролю, реєстрації і регулювання процесу нагрівання та охолодження. Використання лабораторної установки з високотемпературним електродотакним нагрівом у поєднанні з комплексом печей і термічних ван, що забезпечують необхідний діапазон швидкостей охолодження (від 0,14 до 350 °C/c) шляхом підбору відповідного охолоджуючого середовища, дозволяє вивчати вплив власне ізотермічних і часових параметрів на якість сталі.

Дослідження особливостей структуроутворення виконані із застосуванням диференційно-термічного методу аналізу (ДТА), який дозволяє фіксувати температурні інтервали фазових перетворень у сплаві порівняно з еталоном [7,8]. В якості еталона використовували зразки з нержавіючої сталі марки X18H10T, яка не випробовує перетворень у робочому інтервалі температур. Необхідно відзначити, що метод ДТА дозволяє визначити температуру – часові інтервали утворення зернистого та пластинчатого перліту, і також проводити відпрацювання параметрів сфероїдизуючого відпалу для отримання сталі з заданим ступенем сфероїдизації карбідної фази.

Дослідження мікроструктури металу проводили за допомогою мікроскопа «Neophot-21». Шліфи

виготовляли за стандартною методикою, застосовуваним збільшення при світловій мікроскопії $\times 50$ і $\times 500$. Вимірювання твердості у лабораторних умовах проводили по шкалі Віккерса пристроєм ТП – 7Р1, а механічні властивості визначали при

одновісному розтягуванні за стандартною методикою на машині FU – 10000ez.

Виклад основного матеріалу досліджень. Проведеними дослідженнями встановлено, що положення критичних точок сталі 30Г1Р вказаного хімічного складу відповідає температурам:

$$A_{c1}=725\text{ }^{\circ}\text{C}; A_{c3}=795\text{ }^{\circ}\text{C};$$

Знання положення критичних точок дозволяє цілеспрямовано вибирати температури нагріву, охолодження та ізотермічних витримок і дає змогу виконувати роботи пов'язані, безпосередньо, з розробкою режимів відпалу як у підкритичному інтервалі температур, так і з частковою або повною фазовою перекристалізацією.

Для визначення режимів ТО, отримання різних структурних станів перед сфероїдизуючим відпалом було побудовано термодинамічну діаграму розпаду переохолодженого аустеніту сталі 30Г1Р (рис.1).

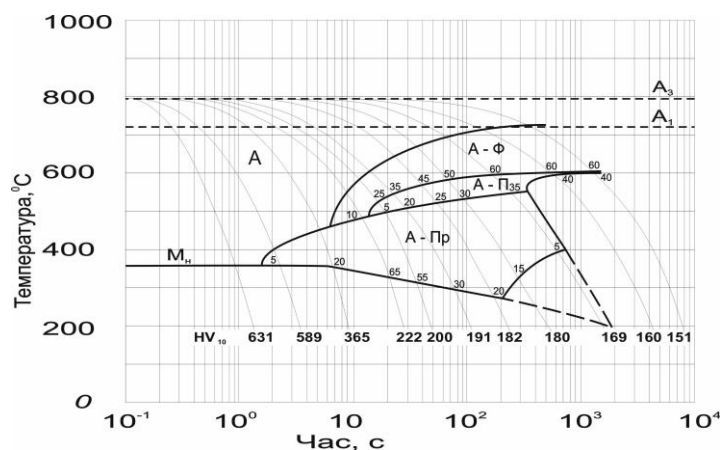


Рис. 1. Термодинамічна діаграма перетворення аустеніту борвмісної сталі 30Г1Р

Проведені дослідження і аналіз побудованої термодинамічної діаграми дозволив проаналізувати процес структуроутворення для сталі вказаного хімічного складу. Кількісний вміст структурних

складових, що виникають при охолодженні з різними швидкостями недеформованого аустеніту сталі 30Г1Р, представлено на рис. 2.

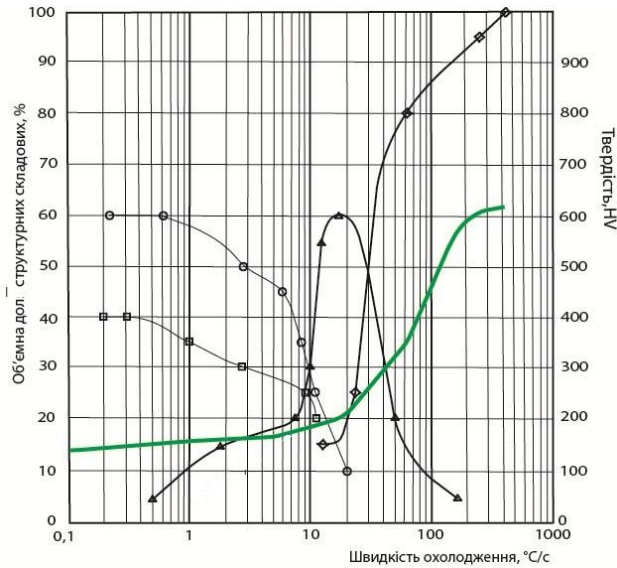


Рис. 2. Вплив швидкості охолодження на твердість та кінетику перетворення переохолодженого аустеніту сталі 30Г1Р: Δ- бейніт; □- ферит; ○ - перліт; ◇- мартенсит

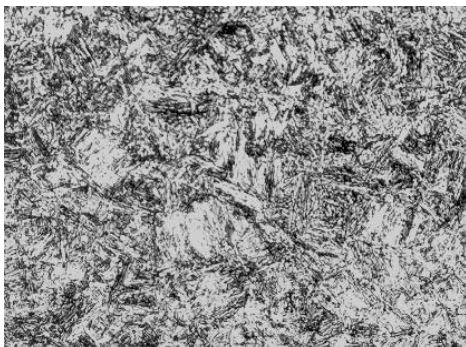
Зіставлення кривих для відповідних структурних складових показує, що утворення об'ємної частки фериту, перліту, бейніту та мартенситу для сталі 30Г1Р має загальний характер змін [9].

Аналіз закономірностей розпаду переохолодженого аустеніту сталі марки 30Г1Р (див. наведені вище рис. 1 та рис.2) показав, що перетворення за бездифузійним механізмом з утворенням 100% мартенситу (рис. 3а) відбувається при швидкості охолодження приблизно 250 °C/c і вище. Початок мартенситного перетворення відповідає температурній точці 355 °C, а твердість продуктів розпаду дорівнює HV 631.

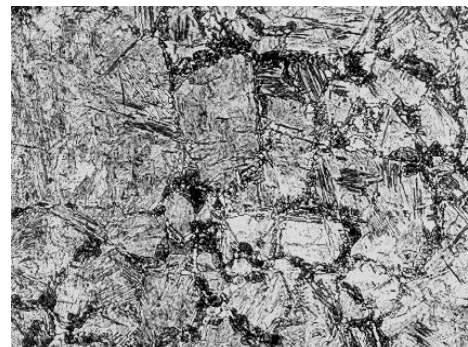
Під час охолодження зі швидкістю нижче критичної (в інтервалі 250 °C/c – 15 °C/c) встигають частково протікати дифузійні процеси за розпадом аустеніту з утворенням крім мартенситу ще і продукту проміжного бейнітного перетворення (до 60% бейніту), що призводить до зниження твердості до 365 HV (рис. 3б). Подальше зниження швидкості охолодження (до 7 °C/c) спричиняє більш ін-

тенсивне протікання дифузійних процесів з виділенням у температурному інтервалі 650 – 550 °C структурно – вільного фериту, а в інтервалі 600 – 500 °C – перліту. У структурі також може бути присутнім в незначній кількості бейніт (рис. 3в). Це призводить до істотного зниження твердості (до 215 – 222 HV), при цьому кількість структури проміжного типу може змінюватися в інтервалі від 40 до 15 – 20%.

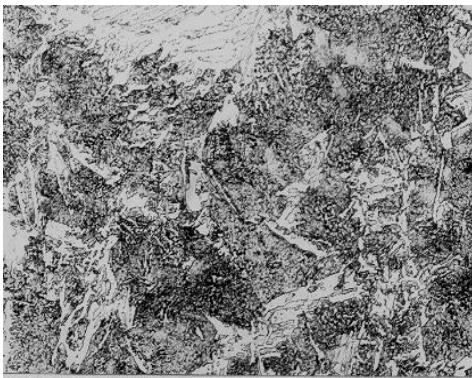
Значне утворення феритно-перлітної структури відбувається при охолодженні зі швидкістю 1 – 5 °C/c і менше. Зниження швидкості охолодження призводить до плавного зростання кількості фериту та перліту у структурі, при цьому кількість бейніту зменшується до 3-5% відповідно даним мікроструктурного аналізу, а при швидкості охолодження 0,5 – 1 °C/c процентне співвідношення фериту и перліту становить відповідно 60 та 40% (рис. 3г). Твердість сталі 30Г1Р з такою структурою дорівнює 169 HV.



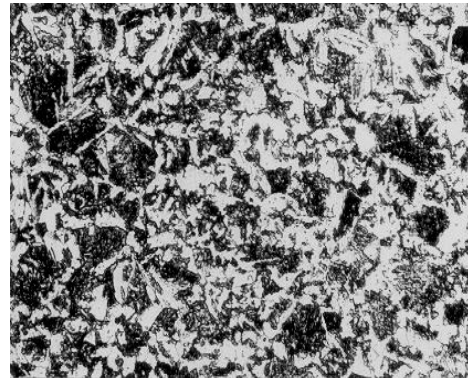
а



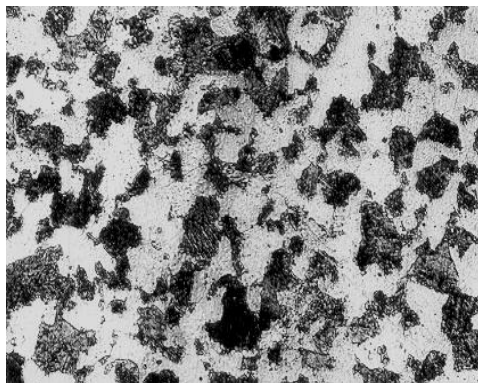
б



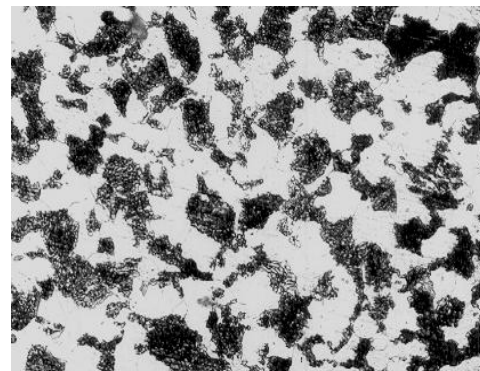
В



Г



Д



е

Рис. 3. Мікроструктура зразків диференціально-термічного аналізу сталі 30Г1Р, х500: а – $V_{ох} \geq 250$ °C/c; б – $V_{ох} = 100$ °C/c; в – $V_{ох} = 50$ °C/c; г – $V_{ох} = 0,5 \dots 1$ °C/c; д, е – $V_{ох} \leq 0,5$ °C/c;

При швидкостях охолодження менше $0,5$ °C/c відбувається практично термодинамічне рівноважне дифузійне перетворення аустеніту з утворенням фериту та перліту (рис. 3 д, е). Твердість такої структури становить 151 HV.

Результати досліджень. На підставі наведених експериментальних даних можемо стверджувати, що характер трансформації переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні має деякі особливості, а саме, значну стійкість у часі переохолодженого аустеніту у проміжній області, що призводить до виникнення у структурі до 65% бейніту при швидкості охолодження 20 °C/c, і навіть при охолодженні зі швидкістю $0,5$ °C/c до 3...5% бейніту. Виявлені особливості впливають на структуру і властивості продуктів аустенітного розпаду і, як наслідок, на формування технологічних властивостей металопрокату при його подальшій переробці. Так, незважаючи на відносно невелику об'ємну частку, у структурі бейніту це може знизити технологічну пластичність підкату, який призначений для холодного деформування (калібрування, висадки та ін.).

Необхідно зазначити, що наведені дані стосуються закономірностей розпаду аустеніту, з окремого нагрівання. У реальному технологічному процесі виготовлення сталевих заготовок для

ХОШ гаряча пластична деформація порушує стан аустеніту, а безперервно – послідовний вплив пластичної деформації і наступне охолодження суттєво впливає на структуру і властивості сталі [10]. Для вивчення впливу гарячої пластичної деформації на кінетику фазових перетворень у сортовому прокаті із борвмісних сталей необхідно проведення додаткових досліджень, що дасть змогу обґрунтовано розглядати питання щодо розроблення режимів відпалу сталі на зернистий перліт з різною вихідною структурою.

Висновки. Вивчено критичні точки і виявлено особливості впливу швидкості охолодження недеформованого аустеніту на об'ємну частку структурних складових борвмісної сталі 30Г1Р у широкому діапазоні швидкостей охолодження. Отримано якісну і напівкількісну картину структуроутворення сталі 30Г1Р. Проведені дослідження критичних точок і кінетики розпаду аустеніту за безперервного охолодження можуть бути використані для розроблення різних режимів ТО з окремого нагрівання сталі. У результаті проведених досліджень експериментально підтверджена можливість розробки швидкісних режимів сфероїдируючого відпалу низьковуглецевих сталей з отриманням рівномірного розподілу глобул цементиту у феритній матриці.

Бібліографічний опис

1. Парусов В.В., Парусов О.В., Сичков А.В. Прокат з боровмісних сталей для високоміцних кріпильних виробів: монографія, Дніпро, Арт-прес, 2010, 160 с.
2. Sobolenko M., Mamuzic I. Promising directions for comprehensive spheroidization of cementite in low-carbon steels for cold extrusion. 17th International Symposium of Croatian metallurgical society. SHMD 2024. Materials and metallurgy. Section "A". p. 308. – ISSN 0543-5846.
3. Долженков І.Є. Вплав пластичної деформації і інших предобробок на сфероїдизацію карбидів в сталях. *Теорія і практика металургії*. Дніпро. 2007. №1 (56). С. 66 – 68.
4. Іващенко В.П., Швачич Г.Г., Соболенко М.О. Новітні металургійні технології на основі використання продуктивних багатопроцесорних обчислювальних комплексів. *Теорія і практика металургії*. 2013. № 3 – 4 (92 – 93). С. 78 – 87.
5. Долженков І.Є. Шляхи значного скорочення часу і покращення якості сфероїдизації карбидів у сталевій металопродукції. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування*. 2011. № 58. С. 262 – 267.
6. Гуль Ю.П., Соболенко М.О. Основи швидкісної сфероїдизації цементиту в низьковуглецевих сталях для холодної висадки. *Будівництво, матеріалознавство, машинобудування*. 2012. №64. 128 – 136.
7. Клименко О.П., Карнаух А.І., Буря А.І., Сітар В.І. Диференціально - термічний аналіз і технології термічної обробки. Монографія. Дніпро. Пороги. 2008. 323 с.
8. Карнаух А.І., Клименко О.П., Коломoeць А.М., Величко Л.Ю. Застосування диференційного термічного аналізу при відпрацюванні параметрів технологічних процесів. *Обладнання і технології термічної обробки металів і сплавів*. Збірник доповідей 8 – го Міжнародного Конгресу, м. Харків. 2007. Том 1. С.22 – 29.
9. Соболенко М.О. Про проблему математичного моделювання параметрів швидкісної сфероїдизуючої обробки вуглецевих низьколегованих сталей. *Наукові вісті. Сучасні проблеми металургії*. Дніпро. 2007. № 10. С. 123 – 137.
10. Парусов, Е.И., Губенко, С.И., Клименко, О.П., Чуйко, І.М., Сагура, Л.В. Особливості кінетики розпаду аустеніту і закономірності формування структури сталі С82D за безперервного охолодження. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2018. №2. С. 16 – 25. – ISSN 2312-2676.

References

1. Parusov V.V., Parusov O.V., Sichkov A.B. Rolled products from boron-containing steels for high-strength fasteners. Monograph. Dnipro. Art – pres. 2010. 160 p.
2. Sobolenko M., Mamuzic I. Promising directions for comprehensive spheroidization of cementite in low-carbon steels for cold extrusion. 17th International Symposium of Croatian metallurgical society. SHMD 2024. Materials and metallurgy. Section "A". P. 308. – ISSN 0543-5846.
3. Dolzhenkov I.E. The influence of plastic deformation and other pretreatments on the spheroidization of carbides in steels. Theory and practice of metallurgy. Dnipro. 2007. No. 1 (56). pp. 66 – 68.
4. Ivashchenko V.P., Shvachich G.G., Sobolenko M.O. New metallurgical technologies based on the development of productive rich-processor computing complexes. Theory and practice of metallurgy. 2013. No. 3 – 4 (92 – 93). pp. 78 – 87.
5. Dolzhenkov I.E. Ways to significantly reduce the time and improve the quality of spheroidization of carbides in steel products. Construction, materials science, mechanical engineering. 2011. No. 58. P. 262 – 267.
6. Gul, U.P., Sobolenko M.O. Fundamentals of high-speed spheroidization of cementite in low-carbon steels for cold heading. Construction, materials science, mechanical engineering. 2012. No. 64. 128 – 136.
7. Klymenko O.P., Karnaukh A.I., Burya A.I., Sitar V.I. Differential - thermal analysis and thermal processing technologies. Monograph. Dnipro Thresholds 2008. 323 p.
8. Karnaukh A.I., Klymenko O.P., Kolomoets A.M., Velichko L.Yu. The use of differential thermal analysis when working out the parameters of technological processes. Equipment and technologies for heat treatment of metals and alloys. Collection of reports of the 8th International Congress, Kharkiv 2007. Volume 1. P.22-29.
9. Sobolenko M.O. On the problem of mathematical modeling of parameters of high-speed spheroidizing processing of carbon low-alloy steels. Scientific news. Modern problems of metallurgy. Dnipro 2007. No. 10. P. 123 - 137.
10. Parusov, E.I., Gubenko, S.I., Klymenko, O.P., Chuyko, I.M., Sagura, L.V. Peculiarities of the kinetics of austenite decay and patterns of structure formation of C82D steel under continuous cooling. Bulletin of the Dnipro State Academy of Construction and Architecture. 2018. No. 2. P. 16 - 25. - ISSN 2312-2676.