

ВІДГУК

офіційного опонента на дисертаційну роботу

Борисенка Андрія Юрійовича

на тему «**Розвиток теорії структурної спадковості у вуглецевій сталі для енергоефективного виробництва прокату з безперервнолитих заготовок**», представлені на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.16.01 – Металознавство та термічна обробка металів

1. Актуальність теми дисертації та відповідність спеціальності 05.16.01 – Металознавство та термічна обробка металів

Безперервне розливання сталі це сучасний і найпоширеніший у світі метод одержання сталевих заготовок для виготовлення прокату. Однак вибір розміру перерізу безперервнолитих заготовок (БЛЗ) є недостатньо обґрунтований з точки зору раціонального досягнення необхідної якості прокату залежно від його призначення, що визначається хімічним складом сталі і технологією виробництва. Відзначимо, що випуск однотипних видів прокату здійснюється з БЛЗ різних перерізів, що є недоцільним з економічної точки зору і забезпечення його якості в сучасних умовах металургійного виробництва.

Для підвищення енергоефективності, забезпечення потрібного фазово-структурного стану та властивостей прокату з вуглецевих сталей з різним вмістом вуглецю, виготовленого із БЛЗ різного перерізу, слід враховувати спадковий зв'язок первинної литої структури сталі та її зміни під дією гарячої деформації та термічної обробки. Виходячи з цього, знання механізмів спадкового впливу вмісту вуглецю та термодинамічних умов кристалізації на дендритну будову і прояви ліквідації та їх дії на утворення зеренної структури аустеніту та продуктів його розпаду в литій, гарячедеформованій та термічно обробленій сталі набуває визначального впливу. Встановлення цих механізмів і закономірностей їх дії необхідне для подальшого розвитку теорії структурної спадковості в сталі і забезпечення виробів з наперед заданими властивостями.

Враховуючі вищесказане, дисертаційна робота Борисенка А.Ю., яка спрямована на розвиток теорії структурної спадковості в сталі, раціональний вибір перерізу БЛЗ і оптимізації режимів гарячої пластичної деформації залежно від призначення прокату актуальна з наукової та практичної точки зору.

За напрямками досліджень – встановлення спадкового зв'язку між хімічним і фазовим складом залізобуглецевих сплавів, закономірностей формування структури сталі при переході з рідкого стану у твердий, та подальшому поліморфному перетворенні, дослідження механізму фазових перетворень сталі та зміни її структури під дією пластичної деформації та термічної обробки, дисертація Борисенка А.Ю. відповідає паспорту спеціальності 05.16.01 – Металознавство та термічна обробка металів.

2. Ступінь обґрунтованості, повнота і достовірність наукових положень, висновків і рекомендацій

Зміст дисертації та автореферату свідчить про достовірність та обґрунтованість отриманих в роботі експериментальних даних і сформульованих теоретичних положень і висновків здобувача. Комплексні дослідження, виконані з використанням сучасних методів фізичного металознавства, а їх узагальнення узгоджується з відомими результатами досліджень інших авторів. Достовірність рекомендацій щодо практичного використання результатів досліджень підтверджено позитивними результатами проведених промислових випробувань та впровадження.

У **першому розділі** дисертації проаналізовано стан виробництва гарячекатаного прокату (катанки й безшовних труб) з безперервнолитої вуглецевої сталі і сучасні уявлення щодо структурної спадковості в залізобуглецевих сплавах. Показано, що не зважаючи на велику кількість даних щодо існування і багатогранних проявів структурної спадковості, відсутнє пояснення причин і механізмів послідовної їх дії залежно від вмісту вуглецю в сталі на властивості і структуру аустеніту при наступних його перетвореннях після кристалізації, гарячої пластичної деформації та термічної обробки. Показано, що велика кількість експериментальних даних, які підтверджують існування структурної спадковості, не має однозначного теоретичного пояснення щодо зв'язку процесів структуроутворення в сталі при кристалізації і твердофазних перетвореннях в сталі. Це не дозволяє здійснювати диференційований вибір розміру перерізу БЛЗ і, відповідно, технологічних режимів виробництва прокату залежно від його призначення.

За результатами аналітичних досліджень стану питання сформульовано мету та завдання дисертаційної роботи.

У **другому розділі** дисертації наведено дані щодо матеріалів та методів дослідження. Основними матеріалами дослідження були вуглецеві сталі з 0,05–0,91 % С лабораторних і промислових плавок. У якості матеріалів, що моделюють формування і перетворення структури аустеніту, використовували свинець, сталі аустенітного класу, а також сплави на основі нікелю.

Основним методом дослідження був метод металографії з використанням світлової та растрової електронної мікроскопії. Кількісний аналіз параметрів мікроструктури здійснювали за допомогою програм автоматичного аналізу зображення «AxioVision» компанії ZEISS і «Atlas» компанії TESCAN, що дозволило за рахунок оцифрування зображень і швидкої обробки інформації аналізувати великі масиви даних (полів зору). Це забезпечило високу достовірність отриманих кількісних даних мікроструктурних досліджень. Дослідження розподілу температури й напружень деформації при підвищених температурах випробування зразків виконані за допомогою програми QForm 2D/3D. Визначення механічних властивостей здійснювали за стандартними методиками.

У **третьому розділі** дисертації наведено результати досліджень щодо утворення зеренної будови аустеніту в литій сталі після дендритної кристалізації.

Показано, що після кристалізації в аустеніті литих сталей з 0,17–0,81% С існують два основні за походженням типи міжкристалітних границь: 1 – первинні, що формуються при кристалізації в результаті сполучення гілок дендритів; 2 – вторинні, що виникають після кристалізації в результаті пластичної деформації на 1–2% під дією зростаючих зі зниженням температури напружень $\approx 1\text{--}4$ МПа за дислокаційним механізмом розкриття смуг ковзання, перетинання смуг ковзання і взаємодії двійників.

Встановлено, що зі збільшенням інтенсивності ліквідації кут розорієнтації дендритних гілок, між якими розташовані первинні міжкристалітні границі, зростає до 5° . Вторинні міжкристалітні границі утворюються як у місцях сполучення дендритів, так і перетинають дендрити в різних напрямках з кутом розорієнтації між зернами $6\text{--}12^\circ$.

Вперше встановлено спадковий вплив походження міжкристалітних границь і кута розорієнтації між кристалітами аустеніту в литій сталі на утворення кінцевої ферито-перлітної й перлітної структури при його розпаді. Утворення перліту в литій сталі спадково походить від первинних міжкристалітних границь, а доєвтектоїдного фериту від вторинних. Показано, що для підвищення кількості доєвтектоїдного фериту необхідна зміна будови границь зерен у бік збільшення їх кристалографічної розорієнтації.

Встановлено, що мікрохімічна неоднорідність сталі, викликана дендритною ліквідацією, обумовлює неоднорідність реологічних властивостей аустеніту, яка спадково впливає на рівномірність його високотемпературної пластичної деформації й тим самим на форму, розмір і однорідність зеренної структури аустеніту та продуктів його розпаду в литих сталях і, зокрема, БЛЗ. Дано теоретичне пояснення існуванню спадкового зв'язку між вмістом вуглецю, формуванням дислокаційної будови аустеніту та його механічними властивостями при температурах утворення границь зерен в литій сталі з величиною енергії дефекту пакування атомів заліза.

На прикладі сталі з 0,45–0,48% С показано, що між розміром дендритних гілок і розміром зерен у БЛЗ існує чіткий кореляційний зв'язок ($r = 0,96$). Більшому розміру дендритів спадково відповідає більший розмір зерен аустеніту. Для зменшення розмірів зерен аустеніту й спадкового підвищення дисперсності ферито-перлітної структури литої сталі за інших однакових умов необхідно зменшувати розмір перерізу БЛЗ.

У **четвертому розділі** дисертації представлені результати досліджень впливу термічної обробки і гарячої пластичної деформації на зміну структури та механічних властивостей литої сталі.

Встановлено, що в литій низьковуглецевій сталі порівняно з литою середньо- і високовуглецевою сталлю після нормалізації і гарячої пластичної деформації відбувається спадково закономірна зміна розмірів зерен,

співвідношення кількості фериту та перліту і викликане цим незначне підвищення механічних властивостей щодо литого стану. Необхідні механічні властивості сталі марки 20 у трубній БЛЗ \varnothing 150 мм досягаються після термічної обробки за режимом нормалізації застосування для цього гарячої пластичної деформації БЛЗ 335×400 мм. Дано теоретичне обґрунтування можливості застосування менших ступенів гарячої пластичної деформації при виробництві прокату з низьковуглецевої сталі. На ПАТ «ДМК» впроваджено виробництво круглої БЛЗ \varnothing 150 мм зі сталі з 0,17–0,24% С замість БЛЗ перерізом 335×400 мм. Зниження енерговитрат при прокатному переробленні становить 34 МДж/т (9 кВт×год/т). Очікуваний економічний ефект склав 13–17 грн/т.

На прикладі сталі з 0,62% С показано, що після кристалізації відбувається кристалографічно регламентована пластична деформація аустеніту за механізмом ковзання і двійникування. Нормалізація литої сталі супроводжується додатковою деформацією аустеніту за механізмом зернограничного проковзування, здійснюваного по границях сполучення перлітних колоній, що існували перед аустенітизацією, які після фазової перекристалізації збіднюються домішковими елементами і случують місцями зародження фериту.

Встановлено, що збільшення кількості доевтектоїдного фериту після нормалізації литої сталі підвищує пластичність і пов'язано зі збільшенням кількості 35 – 60-градусних великокутових границь спеціального типу Σ 3–13, які спадково утворюються по границях сполучення перлітних колоній, що існували перед аустенітизацією. Управляючи процесом утворення перліту і його міжкристалітних границь у литій сталі, можна впливати на розмір зерна й співвідношення кількості фериту і перліту, від яких залежить співвідношення пластичності й міцності сталі після термічної обробки.

Встановлено спадковий вплив дендритної будови і пов'язаної з ним ліквідації на розподіл значень кутів нахилу міжкристалітних границь і розмірів кристалітів у феритно-перлітній структурі литої й нормалізованої сталі. Управляючи процесом кристалізації, можна здійснювати вплив на формування дендритної ліквідації, яка закладає спадкові передумови до утворення рівномірної ферито-перлітної структури сталі після термічної обробки.

Показано, що зі збільшенням ступеня й зниженням температури гарячої пластичної деформації високовуглецевої сталі зростає кількість фериту, який підвищує її пластичність після розпаду аустеніту. Розмір дендритів, розподіл та ступінь ліквідації спадково впливають на розмір і рівномірність утворення зерен у гарячедеформованому аустеніті, а також на будову їх границь, що зумовлює рівномірність і дисперсність кінцевої ферито-перлітної структури сталі. Для підвищення пластичності сталі за рахунок збільшення в її структурі кількості фериту при підвищенні в ній вмісту вуглецю необхідне створення більш напружено-деформованого стану аустеніту при гарячій пластичній деформації.

Узагальнення експериментальних, розрахункових і літературних даних

щодо значення напружень, що викликають рівномірну пластичну деформацію аустеніту і пропорційно цьому збільшення кількості фериту, дозволяє прийняти для груп сталей марок 45–55 і марок 70–80 відповідно наступні прийнятні значення цих величин міцності: ≈ 14 МПа й ≈ 12 МПа – при 1100 °С; ≈ 49 МПа й ≈ 22 МПа – при 800 °С.

У **п'ятому розділі** дисертації представлені результати досліджень перлітного (евтектоїдного) перетворення, як прикладу утворення пластинчастих структур сталі в концепції існування ієрархії рівнів і спадкового зв'язку дислокаційних механізмів структуроутворення аустеніту під дією внутрішніх напружень.

Встановлено, що утворення пластинчастої будови перліту відбувається шляхом одночасного формування й просування групи феритних пластин углиб аустенітних зерен внаслідок поліморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення заліза по смугах ковзання дислокацій під дією внутрішніх напружень. Утворення по границях зерен цементитних прошарків у структурі вуглецевих сталей зумовлене скупченням вуглецю в процесі перлітного перетворення.

Структурна й хімічна неоднорідність аустеніту приводить при його розпаді до утворення однотипних фаз і структур, але з різним хімічним складом, а також різнойменних фаз і структур, але з однаковим хімічним складом. Рушійна сила утворення фаз і структур при розпаді аустеніту – прагнення хімічних елементів і, у першу чергу вуглецю, під дією внутрішніх напружень прийняти найбільш вигідний для даних умов енергетичний стан.

У **шостому розділі** дисертації наведені дані про впровадження результатів дисертаційної роботи.

Показано, що зменшення перерізу БЛЗ від 335×400 мм до 150×150 мм для виробництва катанки з низьковуглецевої сталі SAE 1006 з 0,05–0,08% С спадково сприятливо впливає на її структуру й механічні властивості. Механічні властивості сталі SAE 1006 на 1/4 БЛЗ перерізом 150×150 мм вищі, а структура дисперсніша, порівняно з перерізом 335×400 мм.

Встановлено також сприятливий спадковий вплив дисперсної литої структури БЛЗ перерізом 150×150 мм на формування дрібного зерна фериту в катанці діаметром 5,5 мм зі сталі SAE 1006 порівняно з катанкою, виробленої із БЛЗ перерізом 335×400 мм. Механічні властивості катанки діаметром 5,5 мм зі сталі SAE 1006, виробленої із БЛЗ перерізом 150×150 мм, відповідають вимогам СОУМПП 77.140–236:2008 для такої ж катанки, одержуваної раніше із БЛЗ перерізом 335×400 мм. Розрахунковий рівень зниження енерговитрат при зменшенні перерізу БЛЗ від 335×400 мм до 150×150 мм становить 1578 МДж/т (438 кВт×ч/т). Очікуваний економічний ефект становить 350–450 грн/т.

Для виробництва катанки з високовуглецевої сталі марки 70 з метою більшого деформаційного впливу на структуру аустеніту і гарантованого забезпечення вимог ДСТУ 3683-98 рекомендовано використовувати БЛЗ 335×400 мм. Показано, що утворення фериту у високовуглецевій катанці,

необхідного для підвищення її пластичності, зумовлене високими напруженнями деформації аустеніту при температурі прокатки нижче 900 °С.

Показано, що при виробництві дроту з високовуглецевої сталі негативний спадковий вплив більших ступенів гарячої пластичної деформації катанки, необхідних для підвищення її механічних властивостей, може бути усунутий шляхом коригування режимів патентування. Встановлено, що формування оптимальної структури і підвищення механічних властивостей високовуглецевого дроту при патентуванні досягається після нагрівання сталі до 930 ± 5 °С і переохолодження аустеніту зі швидкістю 30–80 °С/с так, щоб його розпад здійснювався при 600–630 °С.

Зроблено наукове обґрунтування й показана економічна доцільність застосування на ливарно-прокатних агрегатах прокату з вуглецевої сталі з 0,25–0,91% С литих заготовок, розмір перерізу яких максимально наближений до перерізу катанки, одержуваної традиційно шляхом багаторазової гарячої пластичної деформації і термічної обробки в лініях прокатних станів.

3. Наукова новизна отриманих результатів

1. Розвинувши уявлення щодо дислокаційного механізму утворення і будови міжкристалітних границь у металах та сплавах, вперше виявлено, що формування границь зерен аустеніту в литих сталях відбувається за дислокаційними механізмами шляхом розкриття смуг ковзання, пересічення смуг ковзання та взаємодії двійників внаслідок пластичної деформації під дією ливарних напружень.

2. Вперше встановлено вплив мікрохімічної неоднорідності аустеніту на формування границь зерен під дією внутрішніх напружень. Мікрохімічна неоднорідність аустеніту, викликана дендритною ліквідацією, зумовлює нерівномірність його реологічних властивостей, спадково впливаючи на неоднорідність пластичної деформації та формування різної будови границь зерен під дією внутрішніх напружень ливарного походження, а також у результаті гарячої пластичної деформації при обробці тиском, або твердофазних перетворень при термічній обробці.

3. Вперше теоретично обґрунтовано виникнення експериментально встановленого феномену більшої величини напружень та деформаційного зміцнення аустеніту при гарячій пластичній деформації середньовуглецевої сталі з 0,56% С відносно високовуглецевої з 0,81% С. Така закономірність пов'язана з тим, що в аустеніті сталі з 0,56% С внаслідок меншої енергії дефекту упаковки ≈ 100 ерг/см² полегшується множинне ковзання дислокацій, що сприяє більшому деформаційному зміцненню відносно аустеніту сталі з 0,81% С з енергією дефекту упаковки ≈ 115 ерг/см².

4. Вперше встановлено спадковий зв'язок утворення ферито-перлітної структури з будовою границь зерен у литій сталі до і після її фазової перекристалізації в результаті нормалізації. Експериментально доведено, що між суміжними колоніями перліту в литій сталі з 0,62% С утворюються малокутові (3–15°), а при сполученні зустрічних фронтів зростання перлітних

колоній великокутові ($20\text{--}60^\circ$) границі зерен. Фазова перекристалізація при нормалізації литої сталі в результаті дії внутрішніх напружень викликає пластичну деформацію аустеніту шляхом зернограничного проковзування по межах сполучення існуючих раніше перлітних колоній. Це призводить до збільшення кутів розорієнтації ($35\text{--}60^\circ$) зерен аустеніту, сприяючи утворенню більшої кількості доєвтектоїдного фериту і спеціальних границь $\Sigma 3\text{--}\Sigma 13$ у концепції ґраток співпадаючих вузлів, що підвищує пластичність сталі.

5. Розвинувши уявлення щодо дислокаційного механізму формування пластинчастого перліту, на прикладі сталей з $0,48\%$ С та $0,83\%$ С вперше експериментально доведено, що утворення пластинчастої будови перліту відбувається в результаті одночасного зародження і просування вглиб зерен аустеніту груп феритних пластин внаслідок поліморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення заліза по смугах ковзання дислокацій і кооперативного з цим утворення цементиту шляхом переповзання дислокацій внаслідок пластичної деформації під дією внутрішніх напружень. Це дозволяє шляхом керування геометрією та щільністю розташування смуг ковзання дислокацій при розпаді аустеніту формувати необхідну морфологію і міжпластинчасту відстань перліту та впливати на міцність сталі.

6. Вперше встановлено, що перетворення аустеніту з утворенням ферито-перлітної структури сталі супроводжується виникненням між доєвтектоїдним феритом і аустенітом, а також на границях зерен фериту та між перлітними колоніями спеціальних границь у концепції ґраток співпадаючих вузлів, найбільша кількість яких (60%) складають границі $\Sigma 3$, що характеризуються найнижчою питомою поверхневою енергією. Збільшення кількості спеціальних границь у процесі утворення фериту і перліту при розпаді аустеніту з формуванням ферито-перлітної структури дозволяє підвищувати комплекс механічних властивостей сталі.

7. Набули розвитку уявлення щодо ієрархії структурних рівнів деформації твердих тіл. Розроблено концепцію існування ієрархії рівнів і спадкового зв'язку дислокаційних процесів формування структури аустеніту залежно від хімічного складу, температури і величини внутрішніх напружень у литій, гарячедеформованій та термічно обробленій сталі. Кожен рівень напружено-деформованого стану, який виникає в ліквіаційно неоднорідному аустеніті після кристалізації, гарячої пластичної деформації та термічної обробки сталі формує відповідну цьому рівню дислокаційну будову. Це є передумовою для утворення нової дислокаційної структури аустеніту на нижчому рівні деформації під дією безперервно релаксуючих внутрішніх напружень, завершальні стадії яких – поліморфне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення заліза і утворення цементиту.

4. Практичне значення отриманих результатів.

На підставі виконаних у дисертаційній роботі теоретичних і експериментальних досліджень були розроблені та впроваджені на ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат» наступні рекомендації (акт від 05.05.2017 р.):

– для виробництва високовуглецевої катанки відповідального призначення

зі сталі марки 70 з метою гарантованого забезпечення вимог ДСТУ 3683-98 необхідно використовувати БЛЗ перерізом 335×400 мм;

– виробництво катанки діаметром 5,5–8,0 мм з низьковуглецевих марок сталі доцільно здійснювати з БЛЗ перерізом 150×150 мм замість БЛЗ перерізом 335×400 мм. Застосування на середньосортно-дротовому стані 400/200 БЛЗ перерізом 150×150 мм для виробництва катанки зі сталі марки SAE 1006 ($C \leq 0,08\%$) забезпечує необхідний рівень механічних властивостей. Розрахункове зниження енерговитрат при зменшенні перерізу БЛЗ від 335×400 мм до 150×150 мм складає 1578 МДж/т (438 кВт×год./т). Очікуваний економічний ефект становить 350–450 грн./т;

– для виробництва трубної заготовки з низьковуглецевих марок сталі слід використовувати круглі БЛЗ діаметром 150 мм замість прямокутних БЛЗ перерізом 335×400 мм. Механічні властивості круглих БЛЗ діаметром 150 мм зі сталі з 0,17–0,24% С відповідають вимогам для гарячедеформованої трубної заготовки з БЛЗ перерізом 335×400 мм. Розрахункове зниження енерговитрат при цьому 34 МДж/т (9 кВт×год./т). Очікуваний економічний ефект становить 13–17 грн./т.

Результати дисертаційної роботи впроваджено в навчальний процес Національної металургійної академії України (довідка про використання від 20.02.2017 р.) та Державного інституту підготовки та перепідготовки кадрів промисловості (акт впровадження від 16.05.2013 р.).

5. Рекомендації по використанню результатів дисертації

Результати дисертаційної роботи Борисенка А.Ю. можуть бути використані при подальшому вдосконаленні існуючих та розробці нових технологій виготовлення прокату із безперервнолитих заготовок, розмір перерізу яких наближується до перерізу кінцевих видів металопродукції з наперед заданими структурою та властивостями. Наукова новизна та теоретичні положення дисертації можуть бути використані у навчальному процесі та в області сучасного машинобудування при 3D друці металів.

6. Повнота викладення та апробації основних результатів дисертаційної роботи у наукових публікаціях та доповідях

Основні результати дисертації викладені у 53 друкованих працях: 2 – навчальних посібниках, 4 – включені в міжнародні наукометричні бази даних, 27 – фахові наукові видання, 3 патенти на винахід, 3 – зарубіжні наукові видання, 14 – тез доповідей і праць конференцій. Результати роботи повідомлені на 22 науково-технічних конференціях та 7 наукових семінарах. Перераховані праці не містять матеріалів кандидатської дисертації здобувача та достатній мірі відображають основні положення представленої роботи. Автореферат дисертації ідентичний рукопису та містить всю необхідну інформацію для оцінки роботи, включає основні наукові положення, рекомендації та висновки.

7. Зауваження до дисертаційної роботи:

1. В роботі в ряді випадків наведено зайву інформацію щодо методів приготування і травлення мікрошліфів, вимірювання мікротвердості тощо; відсутні відомості про термочасові умови кристалізації і структуроутворення литих сталей (розділ 2).

2. Зайва деталізація і багатослівне викладення при аналізі мікроструктур сталей.

3. Не зрозуміла методика і мета моделювання на свинці (стор. 157, рис. 2.25).

4. З тексту не зрозуміло як і чому дисперсність зерна залежить від вмісту вуглецю в сталі, а також як величина перерізу безперервнолитої заготовки впливає на протяжність макроструктурних зон і процеси твердофазних перетворень в них.

5. На стор. 240 говориться, що при виборі геометрії і розміру БЗЛ для формування в ній рівномірної зеренної структури необхідно враховувати спосіб її виробництва і технологію подальшого перероблення. Не вказано на яких параметрах технології слід зосередитись.

6. Яким чином утворення відманштетту співвідноситься з основними засадами роботи (стор. 348-352)?

7. Не вказані параметри «прискореного і звичайного охолодження» і методика забезпечення різної швидкості тепловідбору (стор. 318-320, 368-369).

8. Потребує пояснення менша кількість фериту у структурі нормалізованої низьковуглецевої сталі порівняно із литим станом (стор. 245).

9. У підписі до рис. 6.2 слід вказувати не «макроструктура», а макрозлам.

10. По тексту роботи зустрічаються невдалі висловлювання, наприклад, «більш максимальний кут розорієнтації» (стор. 153), «скидоутворення» (стор. 173), «єднальні елементи» (стор. 151), «добре прокипіла сталь» (стор. 84-85) тощо.

Зроблені зауваження не знижують високої наукової і практичної значимості дисертаційної роботи в цілому. Серед викладених в роботі наукових положень і висновків нема таких, які могли б стати предметом дискусії.

8. Загальний висновок

В дисертації **Борисенка Андрія Юрійовича** «Розвиток теорії структурної спадковості у вуглецевій сталі для енергоефективного виробництва прокату з безперервнолитою заготовкою» вирішено актуальну науково-технічну проблему цілеспрямованого формування ферито-перлітної структури і підвищення механічних властивостей вуглецевих сталей на основі встановлених закономірностей спадкового зв'язку механізмів структуроутворення при кристалізації, гарячій пластичній деформації і

термічній обробці для зниження енерговитрат на виробництво прокату з безперервнолитих заготовок.

Вважаю, що дисертаційна робота за своєю вагомістю, новизною наукових результатів, їх практичним значенням, кількістю публікацій та апробації відповідає вимогам п.п.: 9, 10, 12, 13 «Порядку присудження наукових ступенів», затвердженого постановою Кабінету Міністрів України від 24.07.2013 р. № 567, щодо докторських дисертацій, а її автор, **Борисенко Андрій Юрійович**, заслуговує присудження наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.16.01 – Металознавство та термічна обробка металів.

Завідуючий відділу металознавства
та фазово-структурних перетворень
сталей та сплавів Фізико-технологічного
інституту металів та сплавів НАН України,
доктор технічних наук, професор



Кондратюк С.Є.

Підпис д.т.н. Кондратюка С.Є. ЗАСВІДЧУЮ

Учений секретар
Фізико-технологічного інституту
металів та сплавів НАН України
кандидат технічних наук



Лахненко В.Л.