

# ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МОДИФІКОВАНОЇ НАНОЧАСТИНКАМИ СТАЛІ 20, ОТРИМАНОЇ СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

**В.В. Пашинський, М.П. Гадзира, С.В.Ахонін, Я.Г. Тимошенко, В.О. Березос**

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Досліджено особливості формування мікроструктури та механічних властивостей сталі 20, модифікованої наночастинками комплексного модифікатора на основі SiC та відновленого вольфрамиту. Встановлено, що взаємодія вольфрамиту з терморозширеним графітом призводить до формування складних карбідів  $Fe_3W_3C$ ,  $W(N, C)$ ,  $FeC$  та  $Fe_2Si$ . Переплаву методом ЕПП піддавали композиції на основі порошкового заліза марки ПЖР-4М та синтезованих лігатур. Отримані зливки піддавали гарячій прокатці при температурах 600...1000 °С зі ступенем деформації до 90 %, після чого метал піддавали гартуванню у воді з температур 870...970 °С та відпуску при температурах 500...650 °С. Отримані значення межі плинності на рівні 800...1000 МПа при відносному подовженні 15...20 %. Встановлено, що механізм дії модифікатора проявляється як у подрібненні зерна сталі, так і у реалізації дисперсійного зміцнення за рахунок блокування рухомих дислокацій дисперсними частинками. Експериментально підтверджено, що збільшення вмісту дисперсних карбідів вольфраму в дослідних плашках призводить до більш явного та стабільного ефекту фізичної плинності у зміцненому стані, що можна вважати індикатором наявності нанорозмірної високоміцної модифікуючої фази. Бібліогр. 15, табл. 1, рис. 6.

*Ключові слова:* електронно-променева плавка; модифікування; наночастинки; межа плинності; відносне подовження; прокатка; гартування; відпуск; дислокації; джерело Франка-Ріда

**Вступ.** Проблема розробки та виробництва металевих матеріалів з високими значеннями характеристик міцності та пластичності є актуальною впродовж всієї історії розвитку металургії. Постійно зростаючі вимоги сучасної промисловості до рівня характеристик у поточний час доповнюються необхідністю отримувати такі матеріали з використанням технологій, дружніх до навколишнього середовища, а самі матеріали мають бути пристосованими до ефективної утилізації та вторинного використання. Можливості традиційної виплавки та легування стосовно конструкційних (машинобудівних) сталей багато у чому вичерпані, тому актуальними стають дослідження можливостей підвищення комплексу характеристик сталей шляхом застосування технологій прямого отримання сплаву необхідного складу з шихтової заготовки на основі відновленого заліза з використанням переплавних процесів (індукційної та вакуумно-індукційної плавок, електронно-променевого перепау). Використання процесів, які протікають в захисній атмосфері або у вакуумі та мають високу технологічну гнучкість, розширюють можливості легування та модифікування матеріалу інноваційними лігатурами та модифікаторами.

Одним з перспективних шляхів керування комплексом властивостей металевих сплавів є

введення до їх складу на етапі виплавки модифікуючих компонентів на основі нанорозмірних частинок карбідів, нітридів, інтерметалідів [1, 2]. Особливостями зміцнення частинками малого розміру є те, що такий прийом дозволяє реалізувати комплексний вплив на структуру матеріалу та задіяти одночасно декілька механізмів зміцнення. В роботах [3, 4] автори вказують на великий потенціал такої обробки з точки зору подрібнення зерна в сталі та зниження схильності їх до зростання при термічному впливі за рахунок зниження рухливості границь зерен, які блокуються великою кількістю наночастинок. Проте, вплив наночастинок не обмежується тільки гальмуванням росту зерна. Завдяки розвиненій поверхні контакту вони мають вплив на кінетику та перебіг фазових перетворень у сталях. Зокрема, в роботі [4] подрібнення зерна сталі при введенні в неї наночастинок TiC у кількості 0,054 мас. % пояснюється тим, що поверхня частинок становиться місцем зародження нових зерен фериту при охолодженні з аустенітного стану. Аналогічний ефект зафіксовано в роботі [5] при введенні наночастинок MgO, поверхня яких піддавалася спеціальній обробці. В роботі [6] встановлено, що введення у склад низьковуглецевої легованої сталі наночастинок TiC–TiB<sub>2</sub> призводить до стримування формування фериту

В.В. Пашинський — <https://orcid.org/0000-0003-0118-4748>, Scopus ID7004721567,

М.П. Гадзира — <https://orcid.org/0000-0003-4778-8352>, С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>,

Я.Г. Тимошенко — <https://orcid.org/0000-0003-4330-0970>, В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>

відманштеттної морфології при охолодженні сталі, що підвищує її пластичність. В якості механізмів зміни механічних характеристик при введенні наночастинок автори виділяють крім ефекту подрібнення зерна ефект дисперсійного зміцнення та явище зміни міцностних характеристик за рахунок генерування механічних напружень внаслідок різниці термічних коефіцієнтів розширення металевої матриці та наночастинок. Важливим є те, що ефект зміцнення спостерігається при відносно невеликих концентраціях наночастинок [7]. Введення частинок  $Fe_2B$  та  $TiB_2$  в високоміцні будівельні сталі призводить до зростання межі міцності при збереженні високої пластичності та модуля Юнга.

Існує два підходи до формування матеріалів, зміцнених наночастинами. Перший — формування наночастинок в самому матеріалі в процесі фазових перетворень під впливом термічної або термомеханічної обробки. В роботах [8, 9] автори розглядають зміцнення наночастинами, які утворюються в матеріалі внаслідок виділення надлишкових фаз. Цей шлях більш простий з технологічної точки зору, але такий підхід унеможливує вплив на первинну структуру матеріалу, яка формується при кристалізації, бо виділення зміцнюючих фаз відбувається на завершальному етапі обробки матеріалу. Введення наномодифікаторів у склад шихтових матеріалів або під час формування зливка є другим підходом. Він дає більше можливостей з точки зору керування структурою та властивостями сплавів на різних масштабних рівнях, але є більш складним з технологічної точки зору. В роботах зустрічається суперечлива інформація щодо технології введення наночастинок у склад сталей. В ряді досліджень використовуються методи локального впливу: селективне лазерне плавлення [3]; варіант механічного процесу — отримання композиту методом накопичувального з'єднання при прокатці (Accumulative roll bonding) [10]; методи порошкової металургії [11]. В тих роботах, де автори декларують можливість виробництва масової продукції зі сталей, що модифіковані наночастинами [1, 2, 7], в основному використовується перший підхід. Роботи з використанням другого підходу носять, в основному, пошуковий характер і запропоновані в них технології ще не вийшли із стану експериментальних. Питання щодо ефективної технології введення наночастинок у сталь при масовому виробництві на даний момент не вирішено, але потенційно ширші можливості таких технологій роблять їх надзвичайно привабливими.

Також дискусійним є питання про природу та хімічний склад наночастинок, що вводяться у сталь. В якості зміцнюючої фази автори пропонують вико-

ристовувати оксидні системи [5], карбіди та нітриди сильних карбідоутворюючих елементів [3, 4], бориди [7], інтерметалічні сполуки [1]. Велика кількість робіт присвячена дослідженню можливості використання в якості зміцнюючої фази карбіду кремнію, але в більшості ці частинки мають розмір значно більший ніж наномасштаб [12]. Використання SiC цікаво тим, що ця сполука може виступати не тільки як самостійна зміцнююча фаза, але і як відновлювач в оксидних системах. Це явище використовується для отримання складних сумішей карбідів та силіцидів в оксидних системах [13]. Такі матеріали мають великий потенціал як основа для модифікуючих сумішей наночастинок і одночасно процес їх синтезу є ресурсо- та енергозберігаючим, тому що формування модифікатора проходить в системах з великою кількістю сировинних матеріалів з невеликою вартістю і не вимагає енергоємних процесів плавлення.

Таким чином встановлено, що принцип формування металевих матеріалів з використанням процесів модифікування нанорозмірними сумішами оксидних, карбідних, нітридних та боридних з'єднань дозволяє отримати матеріали з високими значеннями міцності та пластичності одночасно. Але існуючі технологічні процеси не доведені до широкого промислового використання. Судячи з наявної інформації, найбільший ефект досягається при використанні високотехнологічних процесів локального плавлення. Не вирішеним також є питання вибору найбільш ефективних зміцнюючих фаз в залежності від природи матриці сплаву. Тому проведення досліджень в цих напрямках становить як науковий, так і великий практичний інтерес.

Метою даної роботи є дослідження особливостей формування мікроструктури та механічних властивостей сталі 20, модифікованої наночастинами комплексного модифікатора на основі системи SiC та відновленого вольфраміту при використанні способу електронно-променевої плавки (ЕПП).

В процесі дослідження вирішували задачі встановлення можливості отримання високоякісного зливка шляхом електронно-променевого переплаву порошкової заготовки, встановлення впливу нанорозмірного модифікатора на механічні властивості отриманої сталі після різних режимів термічної та деформаційної обробок, виявлення особливостей структури та властивостей отриманого матеріалу.

**Матеріали та методика досліджень.** Нанорозмірні порошки модифікаторів отримували шляхом високотемпературного синтезу із елементів та відновленням оксидних сполук вуглецем. Для цього використовували високодисперсний твердий розчин вуглецю в карбіді кремнію (SiC-C) [14] і збагачений

рудний концентрат вольфраміту та терморозширений графіт (ТРГ). Приготування вихідної суміші та процес диспергування і гомогенізації здійснювали в фарфоровому барабані на одновалковому млині з використанням керамічних кульок. Час гомогенізації становив три години. Синтез проводили при температурах 1250 °C (SiC) та 1700 °C (відновлений вольфрам) в модифікованій промисловій індукційній установці СПД-120 при використанні проточного аргону. Після синтезу диспергування продуктів проводили в планетарному млині. Створення порошкових композицій на основі порошкового заліза марки ПЖР-4М та синтезованих порошоків (лігатур), утворених в системах Si–C та C–вольфрам, проводили в фарфоровому барабані на двохвалковому млині. Час змішування не перевищував трьох годин. Сформовані порошкові композиції з додаванням SiC (1,5...3,0 %) та відновленого вольфраміту (2,0...3,0 %) спікались при температурі 1000 °C у циліндричні заготовки діаметром 180 мм та висотою 350 мм. Загальна вага шихтових заготовок складала 22...23 кг.

Для отримання зливок дослідної сталі використовували багатоцільову лабораторну електронно-променеву установку УЕ-208М [15], яка забезпечує можливість проведення декількох технологічних процесів на ній. Вакуумна система установки дозволяє створювати і підтримувати розрідження в обсязі плавильної камери до  $6 \cdot 10^{-2}$  Па на початку процесу плавки і в діапазоні  $10^{-1}$  Па під час плавки, яке забезпечує безперебійну роботу гармат і необхідний ступінь рафінування металу, що переоплавляється, протягом всього технологічного процесу.

На електронно-променевої установці УЕ-208М був проведений переплав спечених порошкових заготовок при 1000 °C у зливки діаметром 110 мм. Після виплавки зливки охолоджували в камері плавки в умовах вакууму. Після охолодження зливок проводили їх маркування та відбирали від них проби на хімічний і газовий аналізи.

З метою проведення дослідження якості металу одержаних зливок діаметром 110 мм заліза, модифікованого порошковим модифікатором, поверхневий шар обдирали на токарному верстаті для видалення поверхневих дефектів, утворених в процесі плавки. Визначення глибини залегання і конфігурації усадкової раковини і інших неоднорідностей в металі проводили методом неруйнівного ультразвукового контролю (УЗК) з використанням дефектоскопу УД4-76.

Прокатку зливок виконували на прокатному стані Skoda 355/500 в діапазоні температур 600...1000 °C зі ступенем деформації до 90 %. Для формування необхідного структурного стану

метал піддавали гартуванню у воді з температур 870...970 °C та відпуску на повітрі при температурах 500...650 °C

Механічні властивості визначали при випробуваннях на розтягнення згідно ДСТУ EN 10002-1:2006. Фазовий рентгеноструктурний аналіз проводили шляхом зняття рентгенограм полікристалічних матеріалів на дифрактометрі ДРОН-УМ1 ( $\text{CuK}_\alpha$ -випромінювання), в якому була реалізована схема зйомки по Бреггу–Бретано з монохроматором на дифрагованому пучку. Вивчення мікроструктури досліджуваної модифікованої сталі проводили на растровому електронному мікроскопі Superprobe-733.

**Отримані результати та їх обговорення.** Взаємодія вольфраміту з терморозширеним графітом (ТРГ) призводить до формування складних карбідів  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ,  $\text{W}(\text{N},\text{C})$ ,  $\text{FeC}$  та  $\text{Fe}_2\text{Si}$ . Процес відновлення сприяє формуванню гетерофазного складу та утворенню складних агломератів карбідів (рис. 1).

В цілому, доля карбідів є домінуючою і складає більше 80 %, що може свідчити про можливість використання утвореної лігатури в якості модифікатора заліза поряд з лігатурою на основі карбіду кремнію. Присутність потрійного карбіду  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  та  $\text{FeC}$  може сприяти формуванню в розплаві заліза дисперсно-зміцнюючих частинок та прояві високої міцності та пластичності за рахунок їх високодисперсного стану.

Електронно-променевому переплаву піддавали заготовки з різним вмістом модифікатора в порошковій суміші. Склад модифікатора обирався з двох компонентів — нанорозмірного карбіду кремнію та продукту, утвореного в системі ТРГ–вольфрам з фазовим складом: 34 %  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ , 30 %  $\text{W}(\text{C}, \text{N})$ , 16 %  $\text{FeO}$ , 13 %  $\text{Fe}_2\text{Si}$ , 7 %  $\text{C}$ . Використання для модифікування SiC та продукту, утвореного в системі ТРГ–вольфрам в різних співвідношеннях, призвело до формування зливок з хімічним складом, представленим в таблиці.

Як видно з таблиці, метал дослідних зливок є досить чистим за вмістом шкідливих домішок (S, P) та домішків легуючих елементів (Cr, Ni, Mo, Ti, V, Mn). Це є наслідком використання чистих шихтових матеріалів та рафінуючих можливостей ЕПП. Важливим є факт, що, не дивлячись на високий вміст вуглецю в модифікаторі, враховуючи вміст вуглецю в SiC та присутність вільного вуглецю в продуктах синтезу на загальному рівні 1,2...1,5 мас. %, кінцевий вміст його в сталі є досить низьким (0,12...0,32 %). В той же час, вміст кремнію досить високий, близький до очікуваного, виходячи з матеріального балансу плавки. Це свідчить про протікання реакцій відновлення





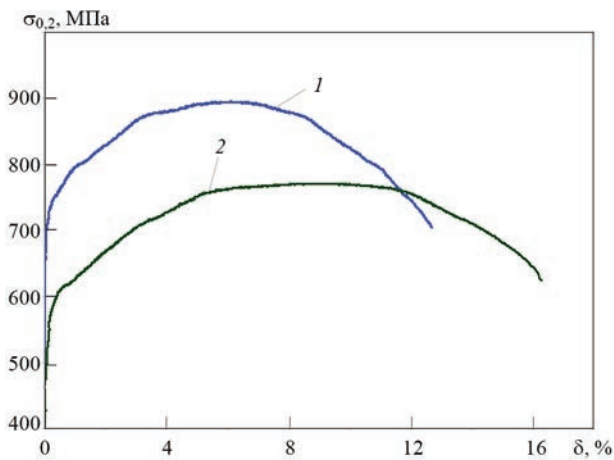


Рис. 2. Діаграми залежності напруги від рівня деформації зразка сталі плавки 1 після додаткового прокатування при 600 °C (1) ( $\sigma_{0,2} = 739 \pm 20$  МПа,  $\delta = 12,7 \pm 0,5$  %) та 700 °C (2) ( $\sigma_{0,2} = 580 \pm 20$  МПа,  $\delta = 16,3 \pm 0,5$  %)

Звертає на себе увагу, що після гартування на діаграмах деформації з'являється площадка плинності, причому при більш високому значенні межі плинності площадка виявляється більш явно. Така поведінка матеріалу є нетиповою для зміцненого стану. Такий тип діаграми деформації притаманний низьковуглецевим сталям з початковою низькою щільністю дислокацій, тому при подальших дослідженнях цьому явищу приділено додаткову увагу.

Те, що поява фізичної межі плинності пов'язана з введенням в сталь продуктів синтезу карбідів вольфраму, підтверджується результатами механічних випробувань зразків плавки 2, яка містить 3 % продуктів синтезу і тільки 1,5 % SiC. В цьому випадку площадка та/або зуб плинності формується в зразках як після пластичної деформації (рис. 4, а), так і після термічної обробки (рис. 4, б).

Діаграми деформації сталі плавки 3 (рис. 5), яка відрізняється від сталі плавки 2 підвищеним до 3 % вмістом частинок SiC, мають аналогічний характер і рівень механічних характеристик близький до отриманих на сталі плавки 2. Це під-

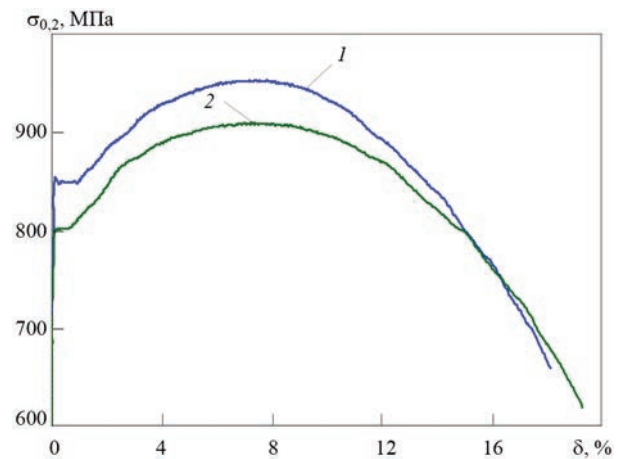


Рис. 3. Діаграми залежності напруги від рівня деформації зразка сталі плавки 1 після гартування в воду (970 °C) та відпалу при температурах 615 °C (1) ( $\sigma_{0,2} = 848 \pm 20$  МПа,  $\delta = 18,1 \pm 0,5$  %) та 620 °C (2) ( $\sigma_{0,2} = 800 \pm 20$  МПа,  $\delta = 19,3 \pm 0,5$  %) протягом 5 год

тверджує припущення, що формування на кривих деформації площадки та зубу плинності у зміцненому стані пов'язане з введенням продуктів відновлення вольфраміту.

Для отримання додаткової інформації проведено електронно-мікроскопічне дослідження структури експериментальних сталей (рис. 6).

З рисунку видно, що обидві сталі мають дисперсну структуру з пластинчастою морфологією перлітної складової. Мікроструктура зразка сталі плавки 1 (рис. 6, а) після прокатування та відпалу характеризується типовою перлітною структурою, для якої пластинчасті та голкоподібні карбідні утворення чергуються з феритною матричною структурою з розмірами зерен в поперечині не більше 5...8 мкм. Товщина карбідних утворень не перевищує 0,2...0,3 мкм.

В порівнянні зі структурою відпаленого зразка при 645 °C мікроструктура гартованого при 970 °C та відпаленого при 610 °C (рис. 6, б) характеризується меншим розміром зерна. Пластинчасті та гол-

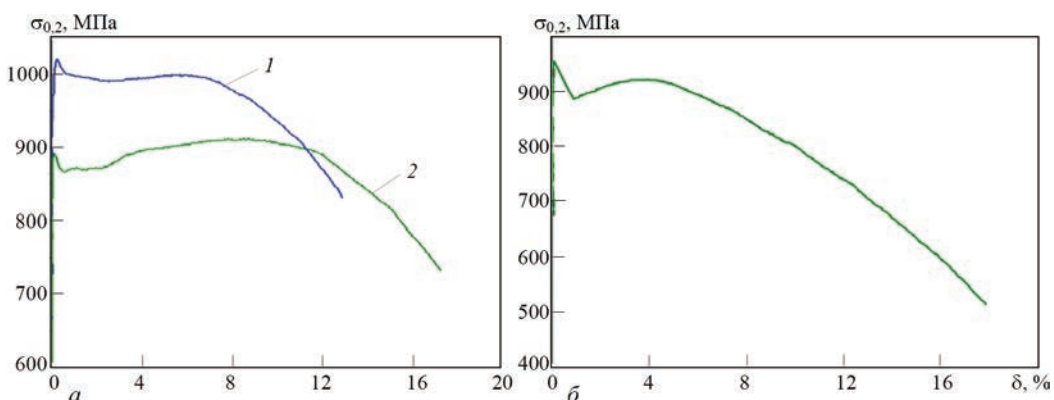


Рис. 4. Діаграми залежності напруги від рівня деформації для зразків плавки 2: а — після прокатування при 600 °C (1) ( $\sigma_{0,2} = 1019 \pm 20$  МПа,  $\delta = 12,9 \pm 0,5$  %) та відпалу при 645 °C протягом 5 год (2) ( $\sigma_{0,2} = 892 \pm 20$  МПа,  $\delta = 17,3 \pm 0,5$  %); б — після прокатування при 600 °C, гартування в воду (970 °C) та відпалу при 610 °C (5 год) ( $\sigma_{0,2} = 954 \pm 20$  МПа,  $\delta = 17,9 \pm 0,5$  %)

коподібні карбідні утворення присутні в переважній більшості зерен. Їх розміри складають менше 0,2 мкм, що свідчить про наноструктурованість перлітної структури. Структура зразка плавки 3 в стані після прокатування та відпалу (рис. 6, в) в цілому подібна до структури зразка плавки 1 в аналогічному стані, але характеризується більшою дисперсністю. Розмір зерен не перевищує 5 мкм.

Таким чином, з аналізу мікроструктури видно, що модифікування дослідної сталі нанорозмірним модифікатором на рівні зернової структури призводить до формування дрібного зерна (11...12 балів) з дисперсною перлітною фазою і формуванням виділень карбідів у нанодіапазоні (менше 0,2 мкм). Термічна обробка (гартування та відпал) дозволяє додатково знизити розмір структурних елементів та підвищити рівень межі плинності при збереженні високої пластичності. Але аналіз структурних особливостей дослідних сталей не дозволяє пояснити особливості діаграм деформації зразків, тому необхідно більш детально проаналізувати виявлені ефекти.

Плавка 1 містить найбільшу концентрацію таких елементів як вуглець та кремній та найменший вміст вольфраму. Комплекс механічних характеристик цієї сталі після прокатування та тип діаграми деформування (рис. 2) є типовими для середньовуглецевих низьколегованих сталей, але після гартування та відпалу сталь не тільки набуває підвищених характеристик міцності (незважаючи на температуру відпалу, при якій мартенсит гартування повинен повністю перетворитися на сорбіто-перлітну суміш), а й на діаграмі деформації з'являється ділянка фізичної межі текучості (рис. 3). Ще більш яскраво цей ефект проявляється при підвищенні вмісту карбідного модифікатора в плавці 2. Незважаючи на зниження вмісту вуглецю та кремнію, матеріал демонструє дуже високі значення межі плинності як після деформації з відпалом, так і після гартування з відпалом, причому на діаграмах з'являється не тільки ділянка фізичної межі плинності, але й зуб текучості (рис. 4). Зраз-

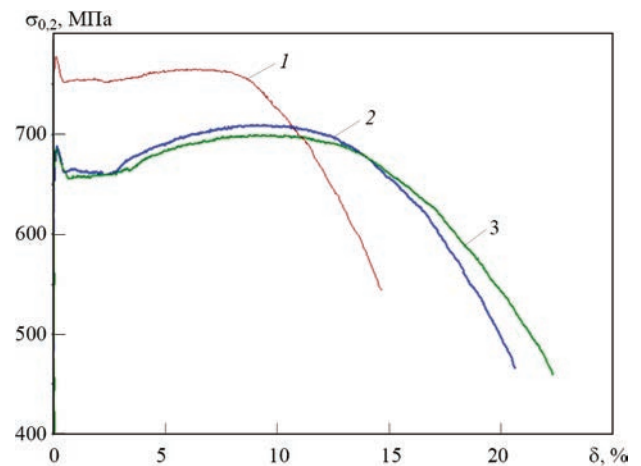


Рис. 5. Діаграми залежності напруги від рівня деформації зразків сталі плавки 3 після гарячого прокатування при кінцевій температурі 600 °С ( $\sigma_{0,2} = 778 \pm 20$  МПа,  $\delta = 14,7 \pm 0,5$  %) (1) та відпалу при температурах 625 °С ( $\sigma_{0,2} = 688 \pm 20$  МПа,  $\delta = 20,6 \pm 0,5$  %) (2) та 635 °С ( $\sigma_{0,2} = 685 \pm 20$  МПа,  $\delta = 22,3 \pm 0,5$  %) (3) протягом 5 год

ки плавки 3 мають діаграми того ж типу (рис. 5), що і плавки 2. Дещо нижчі показники міцності пояснюються низьким вмістом вуглецю у порівнянні зі сталлю плавки 2.

Пояснення причин появи фізичної межі текучості на діаграмах деформування сталей у зміцненому стані дозволить прояснити механізм впливу нанорозмірного карбідного модифікатора на формування комплексу властивостей.

Основною причиною формування зубу плинності згідно теорії Александра–Хаазена є початок процесу інтенсивного розмноження рухливих дислокацій при досягненні критичних значень дотичних напружень. В низьковуглецевих сталях з відносно малою щільністю дислокацій збільшення їх рухомості пов'язують з відривом дислокацій від блокуючих їх атмосфери домішкових атомів. Для зміцнених легованих сплавів дія цього механізму практично непомітна, бо дислокація, яка почала рухатися, гальмується внаслідок взаємодії лісом дислокацій та дисперсними частинками. Тому на кривій деформації ділянка фізичної плинності не виникає.

Розглянемо основні процеси, які можливі при взаємодії рухомої дислокації з дисперсними

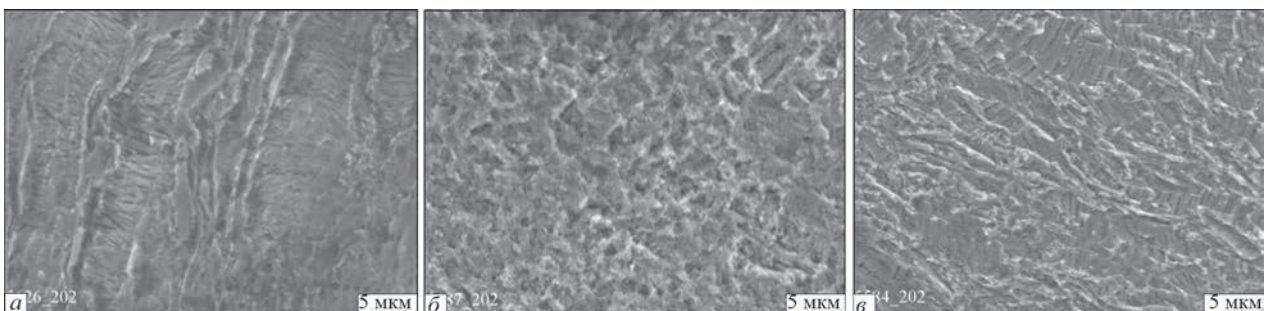


Рис. 6. Мікроструктура зразків дослідної сталі: а — плавка 1, прокатування при 600 °С, відпал при 645 °С; б — плавка 1, прокатування при 600 °С, гартування в воду (970 °С), відпал при 610 °С; в — плавка 3, прокатування при 600 °С, відпал при 635 °С

частинками. Зазвичай, повної зупинки дислокації не відбувається, тому що можливе обминання частинок по механізму Орована (у випадку частинок з розміром менше 50 нм) або перерізання їх дислокацією, що рухається (коли розмір частинки лежить в діапазоні 50...200 нм). Але якщо дислокаційна лінія в деяких ділянках закріплюється частинками з розміром 50...200 нм з високою міцністю, утворення рухомої дислокаційної петлі і старт функціонування джерела Франка-Ріда є альтернативою процесу перерізання. Тому причиною формування зубу текучості та ділянки фізичної плинності у випадку сталей, модифікованих нанорозмірним модифікатором, може бути саме цей механізм. Це підтверджується експериментальним фактом, що збільшення вмісту дисперсних карбідів вольфраму в дослідних плавках призводить до більш явного та стабільного ефекту фізичної плинності і наявність площадки плинності у зміцненому стані можна вважати індикатором наявності нанорозмірної високоміцної модифікуючої фази, властивості якої відрізняються від нановиділень ендегенного походження з когерентними та напівкогерентними границями, які формуються у легованих сталях методами термічної та термомеханічної обробки.

## Висновки

1. ЕПП попередньо сформованої заготовки з внесеним модифікатором сприяє формуванню високодисперсної структури заліза в процесі його обробки модифікатором на основі нанорозмірного карбіду кремнію та продукту, утвореного в системі ТРГ-вольфрам, який містить складні карбіди  $Fe_3W_3C$  та  $W(C, N)$ .

2. Механізм дії модифікатора проявляється як у подрібненні зерна сталі, так і у реалізації дисперсійного зміцнення за рахунок блокування рухомих дислокацій дисперсними частинками. Особливістю механізму впливу модифікатора є поява на діаграмах деформації зуба плинності та площадки фізичної плинності у високоміцному стані ( $\sigma_T = 800 \dots 1000$  МПа).

3. Встановлено, що проведення гартування та відпалу може сприяти покращанню значень межі плинності та пластичності. Досліджено температурний інтервал, в межах якого нейтралізується дія деформаційного зміцнення в процесі прокатування. Досягнутий рівень межі плинності та пластичності з застосуванням гартування та відпалу відповідає значенням 800 МПа та 20 % відповідно.

4. Найбільш ефективним є проведення відпалу після гарячого прокатування, що супроводжується зростанням пластичності при збереженні значення межі плинності. Показано, що температура

відпалу 625 °С сприяє формуванню пластичності понад 20 % та межі плинності на рівні 700 МПа.

## Список літератури/References

- Jiao, Z.B., Liu, C.T. (2017) Ultrahigh-strength steels strengthened by nanoparticles. *Sci. Bulletin*, 62(15), 1043–1044. <https://doi.org/10.1016/j.scib.2017.07.012>
- Jiao, Z.B., Luan, J.H., Miller, M.K. et al. (2017) Co-precipitation of nanoscale particle in steels with ultra high strength for a new era. *Materials Today*, 20(3), 142–154. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2016.07.002>
- Wengang Zhai, Wei Zhou, Sharon Mui Ling Nai (2022) Grain refinement and strengthening of 316L stainless steel through addition of TiC nanoparticles and selective laser melting. *Mater. Sci. and Engin. A*, 832, 142460. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142460>
- He Zhang, Wen-Xin Wang, Fang Changandoth (2021) Microstructure manipulation and strengthening mechanisms of 40Cr steel via trace TiC nanoparticles. *Ibid.*, 822(3), 141693. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141693>
- Hao Guo, Shufeng Yang, Yanling Zhang et al. (2019) Effect of surface-modified MgO nanoparticles on intragranular ferrite nucleated on inclusions in low-alloy steel. *Materials & Design*, 182, 108004. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108004>
- Bingxu Wang, Yu Zhang, Feng Qiu et al. (2022) Role of trace nanoparticles in manipulating the widmanstatten structure of low carbon steel. *Materials Letters*, 306, 130853. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130853>
- Shiqi Zheng, Rosalia Rementería, Wenbin Kanandoth (2021) Nanoparticle enabled high performance high modulus steels. *Scripta Materialia*, 201, 113954. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.113954>
- Hanlin Peng, Ian Baker, Ling Hu, Liejun Li (2022) Superior strength-ductility synergy in a novel tailored nanoparticles-strengthened medium-entropy alloy. *Ibid.*, 207, 11427. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114278>
- Jiao, Z.B., Luan, J.H., Miller, M.K. et al. (2015) Effects of Mn partitioning on nanoscale precipitation and mechanical properties of ferritic steel strengthened by NiAl nanoparticles. *Acta Materialia*, 84, 283–291. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.065>
- Roohollah Jamaati, Mohammad Reza Toroghinejad, Hossein Edris (2013) Fabrication of nanoparticle strengthened IF steel via ARB process. *Mater. Sci. and Engin. A*, 583, 20–24. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.068>
- Mikhaylov, O.V., Pavlygo, T.M., Serdyuk, G.G., Svystun, L.I. (2004) Technology of sintered structural materials with dispersed structure. *Reologiya, Structura ta Vlastyosti Poroshkovykh ta Composityinykh Materialiv*. Collect., LDTU, 100–108 [in Russian].
- Yiyuan Wang, Shun Dong, Xiutao Li et al. (2021) Synthesis, properties, and multivarious applications of SiC nanoparticles: A review. *Ceramics Intern*. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.12.208>
- Gadzyra, N.F., Davidchuk, N.K., Tymoshenko, Ya.G. (2015) Preparation of highly dispersed powder ligature in the (SiC–)–WO<sub>3</sub> system and its using for hardening of alumina ceramics. *Visnyk Ukrainskogo Materialnavchogo Tovarystva*, 8, 76–83 [in Russian].
- Gadzira, M., Gnesin, G., Mythaylyk, O. et al. (1998) Solid solution of carbon in  $\beta$ -SiC. *Materials Letters*, 35, 227–282.
- Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam UE-208M installation. *Sovrem. Elektrometal.*, 3, 15–22 [in Russian]. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.03.03>



FEATURES OF FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE  
AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL 20, MODIFIED BY NANOPARTICLES,  
WHICH WAS PRODUCED BY ELECTRON BEAM MELTING

V.V. Pashinskyi, M.R. Gadzyra, S.V. Akhonin, Ya.G. Timoshenko, V.O. Berezos  
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Studied were the features of formation of microstructure and mechanical properties of steel 20, modified by nanoparticles of SiC-based complex modifier and reduced wolframite. It is found that wolframite interaction with thermally-expanded graphite leads to formation of complex  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ,  $\text{W}(\text{N}, \text{C})$ ,  $\text{FeC}$  and  $\text{Fe}_2\text{Si}$  carbides. Compositions based on powdered iron of PZrR-4M grade and synthesized master alloys were remelted by EBM method. Produced ingots were hot rolled at temperatures of 1000...600 °C with up to 90 % degree of deformation. After that the metal was subjected to water hardening from 870...970 °C temperatures and tempering at 500...650 °C temperatures. Yield limit values on the level of 800...1000 MPa at relative elongation of 15... 20 % were obtained. It was found that the mechanism of modifier action was revealed both in steel grain refinement and in realization of dispersion strengthening due to blocking of mobile dislocations by dispersed particles. It was experimentally confirmed that increase of the content of dispersed tungsten carbides in the test melts leads to a more obvious and stable effect of physical yield in the hardened state that may be regarded as an indicator of the presence of nanosized high-strength modifying phase. Ref. 15, Tabl. 1, Fig. 6.

*Key words: electron beam melting; modifying; nanoparticles; yield limit; relative elongation; rolling; hardening; tempering; dislocations; Frank-Read source*

Надійшла до редакції 08.04.2022

WORLD TRADE FAIR FOR WELDING-ENGINEERING —  
JOINING, CUTTING, SURFACING



LET'S JOIN  
THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

[www.schweissen-schneiden.com](http://www.schweissen-schneiden.com)

DVS GERMAN WELDING SOCIETY

MESSE  
ESSEN