

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ІНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ім. І.М. ФРАНЦЕВИЧА

**СИДОРЧУК ОЛЕГ МИКОЛАЙОВИЧ**

УДК 669.14.018.258

**РОЗВИТОК НАУКОВИХ ЗАСАД ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА  
ВЛАСТИВОСТЕЙ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ  
ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МІДІ, МІДНО-НІКЕЛЕВИХ ТА  
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ**

Спеціальність: 05.02.01 – «Матеріалознавство»

**Автореферат**

дисертації на здобуття наукового ступеня

доктора технічних наук

Київ – 2025

Дисертацією є рукопис.

Роботу виконано в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України

**Науковий консультант:** член-кореспондент НАН України, доктор технічних наук, професор  
**Гогаєв Казбек Олександрович**,  
Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, м. Київ, завідувач відділу «Диспергування матеріалів та пластичної деформації прокатуванням»

**Офіційні опоненти:** доктор технічних наук, професор  
**Санін Анатолій Федорович**,  
Дніпровський національний університет ім. Олеся Гончара МОМ України, м. Дніпро,  
декан Фізико-технічного факультету

член кореспондент НАН України, доктор технічних наук,  
**Квасницька Юлія Георгіївна**,  
Фізико-технологічний Інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ,  
завідувачка відділу “Спеціальних сталей та сплавів”

член кореспондент НАН України, доктор технічних наук,  
**Бабаченко Олександр Іванович**,  
Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро,  
директор

Захист відбудеться «14» травня 2025 року о 11-00 годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 26.207.03 Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України за адресою: 03142, м. Київ–142, вул. Омеляна Пріцака, 3

З дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України за адресою: 03142, м. Київ–142, вул. Омеляна Пріцака, 3.

Автореферат розісланий «11» квітня 2025 р.

Вчений секретар спеціалізованої  
вченої ради Д **26.207.03**  
доктор технічних наук

Олександр РАДЧЕНКО

## ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

**Актуальність теми.** Традиційний напрямок, легування сталі легуючими компонентами, такими як  $Co$ ,  $W$  та ін., що підвищують критичну температурну точку  $A_{c1}$  для підвищення теплостійкості сталі, не задовольняє вимогу в експлуатації інструменту за робочих температур вище критичної температури  $A_{c3}$  та нижче  $A_{c1}$ . Навіть найбільш теплостійкі сталі (ГОСТ 5950–73) інтенсивно розміцнюються при робочих температурах вище  $650\text{ }^{\circ}C$ , що є основною причиною швидкого виходу інструменту з ладу. Така ситуація вимагає пошуку іншого класу сталей. Таким чином був запропонований новий клас сталей, які при кімнатній температурі відносяться до феритного класу, а при експлуатаційній температурі переходять в аустенітну область. Такі сталі були названі сталями з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації (РАПЕ). Введення до складу цих сталей нікелю в кількості від 5 до 9 мас. % призводить до зниження критичних точок  $A_{c1}$  та  $A_{c3}$ , тоді як у випадку сталей з високою теплостійкістю їх намагаються навпаки підняти. Вибір та застосування сталей з РАПЕ для матриць гарячого деформування мідних сплавів розглядався О.Д. Озерським, А.А. Кругляковим, Н.В. Лебедєвою, М.М. Перепьолкіною, В.Я. Грабовським, Суан Хоан Нгуеном та іншими. Дослідниками було досягнуто істотне підвищення стійкості матриць із деформованих сталей з РАПЕ у процесі експлуатації. Проте, ряд робіт встановив незадовільну механічну обробку різанням заготовок при виготовленні матриць після проведення відпалу сталі. В результаті одержання зливок за традиційною технологією ливарного виробництва (ТТЛВ), лита структура сталі має ряд недоліків, а саме: карбідну неоднорідність, наявність сітки дендритної структури та ділянок евтектики. Також на експлуатаційні властивості сталі з РАПЕ вплинула недостатня оптимізація режимів термічної обробки (гартування та відпуск) литої та деформованої, а також відсутність проведення дослідно-промислових випробувань для гарячого деформування міді, алюмінію та їх сплавів, нижче критичної точки  $A_{c1}$  та вище  $A_{c3}$ . В цілому технологія залишалась досить трудомісткою.

На сьогоднішній день ефективність прогресивних методів точного формоутворення залежить від стійкості інструменту. Для штампових сталей гарячого деформування **актуальність** полягає у необхідності підвищення теплостійкості, розширення робочого інтервалу температур, підвищення експлуатаційного ресурсу штампової сталі для гарячого деформування, а також зниження їх собівартості.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами та темами.** Робота була виконана у відділі “Диспергування матеріалів та пластичної деформації прокатуванням” в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України (м. Київ) та в Центрі досліджень і технологій Нінбо ІПМ (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР). Робота проводилась при виконанні наступних тем: **1)** цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд і машин» з 2013 по 2015 років “Розробка технології виробництва литої штампової сталі для гарячого деформування з регулюванням аустенітного перетворення № Р.7.19”; **2)** грантова підтримка Державного фонду

фундаментальних досліджень за конкурсним проектом № Ф73/24 з 2016 по 2017 років “Розробка наукових і технологічних основ виготовлення формотворного штампового інструменту на основі створення і використання нових перспективних сталей і ливарно-деформаційних методів їх обробки”; 3) відомчого замовлення НАН України № III-14-17 “Основні закономірності фазово-структурного стану штампової сталі з регулюванням аустенітного перетворення в процесі експлуатації штампового інструменту” з 2017 по 2019 років; 4) відомчого замовлення № III-12-21 “Штампові сталі для гарячого деформування кольорових металів та сплавів з підвищеними експлуатаційними властивостями” з 2021 по 2023 роки.

**Мета і завдання дослідження.** Мета роботи полягає у проведенні комплексного дослідження структур, фізико-механічних та експлуатаційних властивостей сталей з РАПЕ при оптимальних температурах гарячого деформування міді, мідно-нікелевих та алюмінієвих сплавів, що буде менш енергоємним та трудомістким у порівнянні з існуючими технологічними процесами.

Для досягнення цієї мети були поставлені наступні завдання.

1. Дослідити формування структури комплекснолегованих сталей 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2 під час лиття та термічної обробки.

2. Встановити за допомогою високотемпературного X-променевого аналізу закономірність, збільшення вмісту аустеніту у сталі від кімнатної температури до температурної критичної точки  $A_{c3}$ .

3. Розробити режим термічної обробки сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації який дозволить одержати структуру, що полегшить чорнову механічну обробку заготовок при виготовленні інструменту.

4. Розробити режими остаточної термічної обробки для підвищення теплостійкості досліджених сталей.

5. Провести цикл випробувань розроблених сталей у важких умовах температурно-силового навантаження, а саме при роботі матриць для гарячого деформування за температур 900...950 °С мідно-нікелевих сплавів та гарячого деформування міді за температур нижче 650 °С.

6. Дослідити формування структури та властивостей деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 для виготовлення великогабаритних деталей та провести її випробування при гарячому деформуванні міді.

7. Встановити причини та температурний інтервал виникнення оберненої та необерненої відпускної крихкості сталей та забезпечити їх відсутність в експлуатаційному інтервалі температур.

8. Оцінити перспективи можливості застосування литої штампової сталі 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування міді та алюмінієвого сплаву у процесі експлуатації нижче критичної точки  $A_{c1}$ .

**Об’єкт дослідження:** вплив хімічного складу, структури та режимів термо - механічної обробки на фізико-механічні та експлуатаційні властивості штампових сталей для гарячого деформування.

**Предмет дослідження:** формування структур, фізико-механічних та експлуатаційних властивостей, встановлення режимів термічної та деформаційної (кування) обробок штампових сталей для виготовлення інструменту для гарячого деформування міді, мідно-нікелевих та алюмінієвих сплавів.

**Наукова новизна одержаних результатів.**

1. *Встановлено*, що за рахунок введення до складу сталі 3Х3М3Ф добавок нікелю (4Х3Н5М3Ф) вдалось знизити критичну температуру  $A_{c3}$ . Разом з попереднім нагрівом штампового інструменту до температури 400-450 °С, це дозволило в процесі експлуатації інструменту при гарячому деформуванні мідно-нікелевих сплавів досягти розігріву робочої частини матриці вище критичної точки  $A_{c3}$ ; і забезпечити аустенітну структуру і віднести її до сталей з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації.

2. *Вперше* було встановлено критичні температурні точки сталі марки 4Х3Н5М3Ф ( $A_{c1} = 700 \pm 10$  °С,  $A_{r1} = 230 \pm 20$  °С,  $A_{c3} = 840 \pm 10$  °С та  $A_{r3} = 380 \pm 20$  °С) та розробити режим неповного відпалу між критичними точками  $A_{c1}$  та  $A_{c3}$  (температура 750±20 °С), при якому відбувається процес часткової перекристалізації, внаслідок чого утворюється кулеподібна карбідна складова у структурі металу, яка забезпечує підвищення ударної в'язкості. Така структура полегшила механічну обробку заготовок при виготовленні інструменту.

3. За результатами дилатометричних досліджень, *вперше* показано роль добавок нікелю у підвищенні розгаростійкості штампової сталі за рахунок зменшення коефіцієнту термічного розширення при переході від мартенситу до аустеніту під час нагрівання загартованої сталі.

4. *Вперше* було побудовано діаграму фазового стану для сталі марки 4Х4Н5М4Ф2 у середовищі "CALPHAD", за умови термодинамічної рівноваги, яка дозволила встановити межі термодинамічно-рівноважного існування аустеніту та спрогнозувати наявність різних фаз у сталі, їх кількість та температурний інтервал існування.

5. *Вперше*, за допомогою високотемпературного Х-променевого фазового аналізу, було встановлено нелінійну залежність збільшення вмісту аустеніту (від 2,7 до 90 %) в сталі марки 4Х3Н5М3Ф в інтервалі температур від кімнатної до 800 °С.

6. *Вперше* встановлено, що в інтервалі температур від 450 до 800 °С залежність кількості аустеніту, яка є термічно індукованою величиною, описується залежністю, що відповідає закону Арреніуса ( $R^2 = 0,98397$ ), тоді як залишкова кількість аустеніту за кімнатної температури не відповідає цій залежності.

7. *Вперше* показано, що підвищення теплостійкості сталі 4Х4Н5М4Ф2 забезпечується підвищенням температури гартування до температури початку первинної рекристалізації (1110 °С), при якій в аустеніті розчиняється більша кількість карбідної фази типу  $M_{23}C_6$  і при наступному відпуску, ця карбідна фаза менше виділяється та коагулює.

8. *Вперше* встановлено причину виникнення оберненої відпускнуої крихкості деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2, що пов'язана із утворенням на межах зерен карбідної

фази типу  $M_7C_3$ , при наявності якої знижується твердість нижче 40 HRC при відпуску за температури вище  $630\text{ }^\circ\text{C}$  і за таким механізмом відбувається її розміщення.

9. *Вперше* було встановлено причину виникнення необерненої відпускну крихкості литої сталі 4X4H5M4Ф2, що полягала у формуванні твердого розчину заміщення (хімічна формула фази  $Fe_{0,93}Ni_{0,056}$ ) та встановлено, що легуючий елемент Ni призводив до затримки процесів коагуляції карбідної фази типу  $M_6C$  на межах зерен, що знижувало ударну в'язкість, підвищувало питомий електричний опір та крихкість сталі в інтервалі температур  $450\dots500\text{ }^\circ\text{C}$ .

**Практичне значення одержаних результатів.** Завдяки науковим та експериментальним дослідженням штампових сталей з РАПЕ марок 4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2, які були одержані електрошлаковим кокільним литтям, було:

1) *досягнуто* скорочення енергоємних режимів термічної та деформаційної обробки, які проводили для штампових сталей підвищеної теплостійкості та в'язкості традиційного способу виробництва, а саме відмовитися від проведення дифузійного відпалу за температури  $1100\pm 20\text{ }^\circ\text{C}$ , кування заготовок за температури  $1170\pm 20\text{ }^\circ\text{C}$  та розробити режим відпалу, який дозволяє якісно підготувати сталь до механічної обробки;

2) *встановлено*, що за рахунок введення до 5 % нікелю у хімічний склад литої сталі марки 4X3M3Ф (без додавання мангану та мікролегування азотом), вдалось знизити критичну температурну точку  $A_{c3}$  і забезпечити існування аустенітної структури в інтервалі експлуатаційних температур  $900\dots950\text{ }^\circ\text{C}$  при гарячому деформуванні мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1, що дозволило підвищити стійкість інструменту у три рази, у порівнянні з матрицями з деформованої сталі марки 3X3M3Ф, яка використовувалась на виробництві;

3) *встановлено*, що при попередньому нагріванні сталі 4X3H5M3Ф до температур  $400\dots450\text{ }^\circ\text{C}$  у процесі експлуатації при гарячому деформуванні мідно-нікелевого сплаву, відбувається розігрів робочої частини матриці до температури вище критичної точки  $A_{c3}$ ;

4) *розроблено* сталь марки 4X4H5M4Ф2 і режими її термічної обробки, що дозволили підвищити теплостійкість при одержанні виробів гарячим деформуванням (волочіння) міді за робочих температур  $< 650\text{ }^\circ\text{C}$ , завдяки чому зменшилась величина розгарних тріщин і стало можливим збільшення величини робочого профілю матриці та продовження гарячого деформування міді після повного циклу експлуатації при виготовленні меншого профілю;

5) *розроблено* режими термо-деформаційної обробки сталі марки 4X4H5M4Ф2, що дало змогу, за відсутності оберненої відпускну крихкості, успішно експлуатувати великогабаритні деталі, у вигляді коліс екструдерів, за робочих температур гарячого деформування міді марки М1 ( $< 630\text{ }^\circ\text{C}$ );

6) *розроблено* режими остаточної термічної обробки (гартування та відпуск) литої сталі марки 4X4H5M4Ф2, що дало змогу, за відсутності необерненої відпускну крихкості, успішно експлуатувати матриці для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч за робочої температури  $< 450\text{ }^\circ\text{C}$ ;

7) *розроблено* технологію виготовлення матриць, із сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, з підвищеним ресурсом експлуатації в широкому інтервалі робочих температур – вище критичної точки  $A_{c3}$  (850 °C) для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву та нижче критичної точки  $A_{c1}$  (700 °C) гарячого деформування міді та алюмінієвого сплаву.

**Особистий внесок здобувача.** У дисертації узагальнено результати досліджень, які було отримано за безпосередньої участі автора. Автором самостійно було проведено оптимізацію режимів термічної та деформаційної обробки штампових сталей з проведенням дослідження структури та фізико-механічних властивостей. Автор приймав участь у дослідно-промислових випробуваннях інструменту з дослідних штампових сталей для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1, міді марки М1 та алюмінієвого сплаву АК7ч на українських та китайських підприємствах.

**Апробація результатів дисертації.** Матеріали дисертаційної роботи доповідались та обговорювались на наступних міжнародних та всеукраїнських наукових конференціях: 10<sup>th</sup> International conference «Advanced materials and technologies: from idea to market», Ninghai, China, 2018; «Інноваційні технологічні рішення в науково-дослідницькій роботі молодих вчених ВФТПМ», с. Сичавка, Одеська обл., Україна, 2021; «Ювілейна конференція 30 років Інституту електронної фізики НАН України» м. Ужгород, Україна, 2022; 8<sup>th</sup> International WAPT Conference «Power Transmissions 2022» MATEC Web of Conferences, 04003; всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і металургія» Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро, Україна, 2022; міжнародний науково - практичний журнал «WeeScience» 4th International Scientific and Practical Internet Conference «Integration of education, science and business in modern environment: winter debates», м. Дніпро, Україна, 2023; металеві матеріали їх виробництво та перспективи застосування в сучасній промисловості: матеріали ІХ науково-практичної конференції молодих вчених України, ФТІМС НАН України, м. Київ, Україна, 2023; матеріали ХХVI міжнародної науково-практичної конференції «Технологія – 2023», Східноукраїнський національний університет ім. В. Даля, м. Київ, Україна, 2023; міжнародна конференція «Матеріали та технології в інженерії (МТІ-2023)», Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, Україна, 2023; матеріали ІІ науково - технічної конференції підрозділів Вінницького національного технічного університету «НТКП ВНТУ-2023», м. Вінниця, Україна, 2023.

**Публікації.** За матеріалами дисертації опубліковано 38 наукових праць, з яких 6 статей у провідних наукових фахових виданнях, що віднесено до квантилів Q2 та Q3 відповідно до класифікації SCImago Journal and Country Rank, 19 публікацій, що входять до переліку фахових видань України, 2 патенти та 11 публікацій за матеріалами доповідей, які розглядались на конференціях.

**Структура та об'єм дисертації.** Дисертаційна робота складається з анотації, вступу, 6 розділів, загальних висновків, списку використаних літературних джерел із

307 найменувань та додатків. Обсяг роботи складає 338 сторінок, робота містить 115 рисунків, 32 таблиці та 4 додатки.

## ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У вступі розкрито стан наукової проблеми, обґрунтовано її актуальність, сформульовано мету та задачі дослідження, відображено наукову новизну та практичну цінність роботи.

**Перший розділ** присвячений аналізу попередніх наукових досліджень, присвячених одержанню штампових сталей. Підкреслено переваги використання сталей з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації для гарячого деформування кольорових металів та сплавів та проаналізовано недоліки їх застосування. Описано основні вимоги до сталей для виготовлення штампів та матриць для гарячого деформування кольорових металів та сплавів (головним чином на основі міді та нікелю). Показано класифікацію штампових сталей для гарячого деформування. Описано залежність механічних властивостей від фазово-структурного стану, а також утворення та роль проміжних фаз у сталях при проведенні термічної обробки. Розглянуто термічну (відпал, гартування та відпуск), термодформаційну та хіміко-термічну обробку штампових сталей. Розглянуто застосування адитивних технологій для відновлення штампів.

**Другий розділ** містить вибір досліджуваних матеріалів, методів дослідження та використаного устаткування.

Зливки з досліджуваних сталей 4X3H5M3Φ та 4X4H5M4Φ2 одержували за технологією електрошлакового кокільного лиття: ПАТ «Рівненський науково - дослідний інститут технології машинобудування», м. Рівне, Україна; завод «Спецлитъ», м. Дніпро, Україна; корпорація «Tiangong International Co., Ltd.», м. Дан'ян, провінція Цзянсу, КНР. Під час виплавки за технологією електрошлакового кокільного лиття, для виготовлення дослідної сталі була **використана технологія виготовлення лігатури** системи Fe–Ni–Mo–V–Mn та брут з штампових сталей 4X5MΦ1C та 3X3M3Φ. Лігатуру системи Fe–Ni–Mo–V–Mn виплавляли в індукційній печі і розливали у кокіль в результаті чого були отримані зливки (лігатури) масою 25 кг. Лігатуру виготовляли з урахуванням температури розплаву в печі перед випуском за температури 1550...1600 °С, тривалість рафінування не перевищувала 20 хв. Хімічний склад сталі марки **4X3H5M3Φ** (мас. %): 0,40...0,44 C; 2,80...3,00 Cr; 4,70...5,50 Ni; 2,44...2,60 Mo; 1,34...1,36 V; 0,34...0,35 Si; 0,40...0,50 Mn; 0,020...0,025 P; 0,003...0,005 S. Хімічний склад сталі марки **4X4H5M4Φ2** (мас. %): 0,40...0,42 C; 3,80...3,90 Cr; 5,00...5,10 Ni; 3,70...3,80 Mo; 1,70...1,80 V; 0,072...0,075 Si; 0,23...0,24 Mn; 0,004...0,005 S; 0,003...0,004 P.

Дослідження сталей проводили в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ, м. Київ, Україна; Інституті металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ, Україна; Центр досліджень і технологій Нінбо ППМ, повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР. Дослідно-промислові випробування сталей проводились: підприємство «Спецлитъ», м. Дніпро, Україна;



ВАТ «Артемівський завод по обробці кольорових металів», Донецька обл., м. Бахмут, Україна; компанія «Futec Co., Ltd.», м. Нінхай, провінція Чжецзян, КНР; корпорація «New material technology Co., Ltd.», м. Куньшань, провінція Цзянсу, КНР.

**Метод відбору проб** для сталі проводили за ГОСТ 7565-81. **Хімічний склад сталі** визначали за методом спектрального аналізу. **Хімічний склад сталі** визначали за ГОСТ 22536.13-77 на стаціонарному спектрометрі SPECTROMAX LMX07. **Величину зерна** визначали за лінійним металографічним аналізом з використанням світлового металографічного мікроскопу. **Визначення мікротвердості** проводили за допомогою мікротвердоміру ПМТ-3 та мікротвердоміра МН-5L. **Дослідження мікроструктури** проводили за допомогою скануючої електронної мікроскопії на приладі VEGA3 та **визначення мікрохімічної неоднорідності** розподілення визначали за допомогою локального енергодисперсійного спектрального аналізу на приставці до скануючого електронного мікроскопу Jeol Superprob 733. За допомогою **методу розрахунку фазових діаграм CALPHAD** (calculation of phase diagrams) будували прогнозну діаграму з використанням термодинамічної інформації фазових рівноваг в системі. Для **Х-променевих рентгенівських досліджень** використовували дифрактометр ДРОН-3. **Високотемпературний Х-променевий фазовий аналіз** сталі проводили при нагріванні від кімнатної температури до 850 °С за допомогою установки ДРОН-УМ1 у монохроматичному  $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні. **Визначення критичних точок  $A_{c1}$  та  $A_{c3}$**  для досліджуваної сталі проводили за методом дилатометричного аналізу. **Питомий електричний опір** ( $\rho$ , Ом·мм<sup>2</sup>/м) сталі вимірювали за допомогою двоканального цифрового електричного вимірювального чотирьохзондового тестера ST2263. **Твердість (HRC)** сталі після проведення термічної обробки визначали за методом Роквелла на приладах ТК-2 та HR-150А. **Теплостійкість (HRC)** сталі визначали згідно за результатами вимірювання твердості після нагріву (визначення температури на протязі 4 години ізотермічної витримки) з урахуванням твердості при 40 HRC за кімнатної температури. **Визначення механічних властивостей** за кімнатної температури та при нагріві зразків, проводили на випробувальних машинах з комп'ютерною реєстрацією процесу навантаження та руйнування зразків. При кількості вимірювань трьох і більше значень проводилась **статистична обробка** у такому порядку: визначали абсолютну статистичну похибку; розраховували середнє арифметичне значення результатів вимірювань, отриманих в одних і тих же умовах; розраховували середньоквадратичне відхилення вимірюваної величини та її довірчий інтервал за ГОСТ 11.004–74.

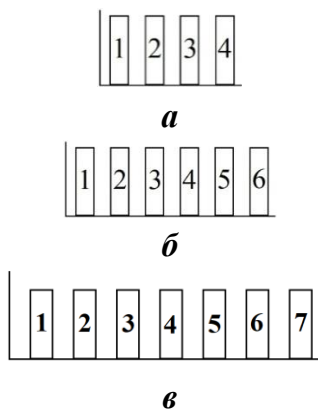
У **третьому розділі** описано виготовлення сталі марки 4Х3Н5М3Ф. Для отримання необхідного хімічного складу в брукхт базової сталі 3Х3М3Ф вводили розроблену лігатуру системи Fe–Ni–Mo–V–Mn, яка була виготовлена в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. Лігатуру виплавляли в індукційній печі і відливали рідкий метал у кокіль (рис. 1 а). Температура металу в печі перед випуском була 1550...1600 °С. Тривалість рафінування не перевищувала 20 хвилин. Після цього зливки (рис. 1 б) одержували електрошлаковим кокільним литтям (ЕШКЛ) в форму (рис. 1 в). Необхідно відзначити, що при виготовленні матриць

не були проведені енергоємні технологічні процеси (кування та відпалу, *рис. 2 а*) у порівнянні із представленою технологією (*рис. 2 б, в*), які були передбачені за традиційною технологією ливарного виробництва (ТТЛВ). Вперше була використана технологія ЕШКЛ для виготовлення матриць із сталі з РАПЕ марки 4ХЗН5М3Ф.



**Рис.1.** Одержання литої сталі 4ХЗН5М3Ф: *а* – розбірний кокіль для отримання зливків лігатури системи Fe–Ni–Mo–V–Mn; *б* – зливкок (маса 15 кг);

*в* – форма для отримання чотирьох зливків ЕШКЛ



**Рис.2.** Схеми технологічних операцій обробки сталі 4ХЗН5М3Ф: *а* – запропонована автором (1 – отримання зливків за ЕШКЛ, 2 – неповний відпал  $750 \pm 20$  °С, 3 – гартування  $1030 \pm 10$  °С, 4 – відпуск  $590 \pm 10$  °С);

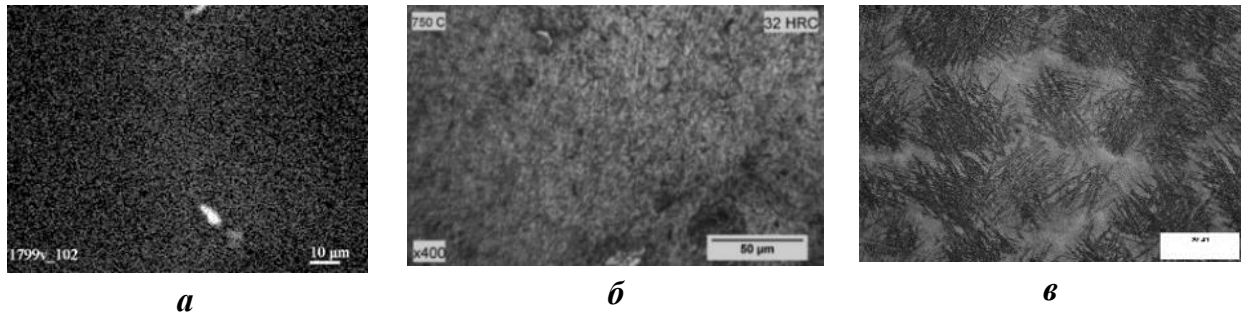
*б* – технологія запропонована Озерським О.Д. (1 – отримання зливків за ТТЛВ, 2 – відпал  $860$  °С з подальшим охолодженням до  $350$  °С, 3 – нагрів  $680$  °С з подальшим охолодженням до  $400$  °С, 4 – кування за температури  $1170 \pm 20$  °С, 5 – гартування  $1020 \pm 10$  °С, 6 – відпуск  $570 \pm 10$  °С); *в* – технологія запропонована Нгуен С.Х. (1 – отримання зливків за ТТЛВ, 2 – нагрів за температури

$1050$  °С; 3 та 4 – нагрів в інтервалі температур  $450$  °С, 5 – кування за температури  $1170 \pm 20$  °С, 6 – гартування  $1020 \pm 10$  °С, 7 – відпуск  $570 \pm 10$  °С)

Одержання зливків за технологію ЕШКЛ дозволяли покращити литу структуру сталі та скоротити енергоємні технологічні операції (*рис. 2 а – в*), де було оцінено рівномірне розподілення легуючих елементів по тілу зерен дендритної структури з гілками першого порядку (встановлено наявність незначного вмісту включень карбиду ванадію – VC, *рис. 3 а*). Таким чином було встановлено, що за рахунок використання технології ЕШКЛ вдалось сформувати структуру з тонкодисперсною карбідною складовою, відсутністю карбідної евтектики грубої скелетоподібної форми та рівномірним розподілом легуючих елементів (Cr, Mo та Ni) у структурі, що дозволило спростити енергоємні режими термічної та деформаційної обробок, які проводять для сталі традиційного методу ливарного виробництва, а саме відмовитися від дифузійного відпалу за температури нагріву  $1100$  °С (який проводили для зниження хімічної неоднорідності) та кування заготовок за температури нагріву  $1150 \dots 1180$  °С (яке проводили для подрібнення карбідної евтектики), *рис. 2 б, в*.

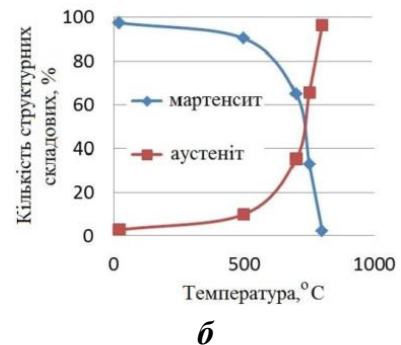
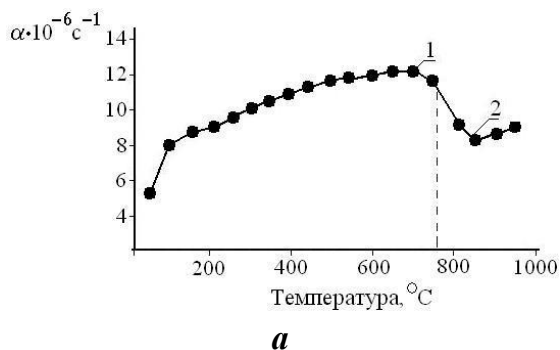
Структура та властивості литої сталі, одержаної після ЕШКЛ (*рис. 3 а-в*), є несприятливими для подальшої механічної обробки зливків при виготовленні матриць.

Тому, одержані зливки потребують подальшої термічної обробки, яка дозволить одержати перліто-сорбітну структуру з кулеподібною карбідною складовою. На рисунку (рис. 2 б, в) представлені технологічні схеми режимів термічної обробки аналогічних доевтектоїдних сталей. Однак, такі режими для дослідженої сталі є досить енергоємними. Після термічної обробки (повного відпалу)

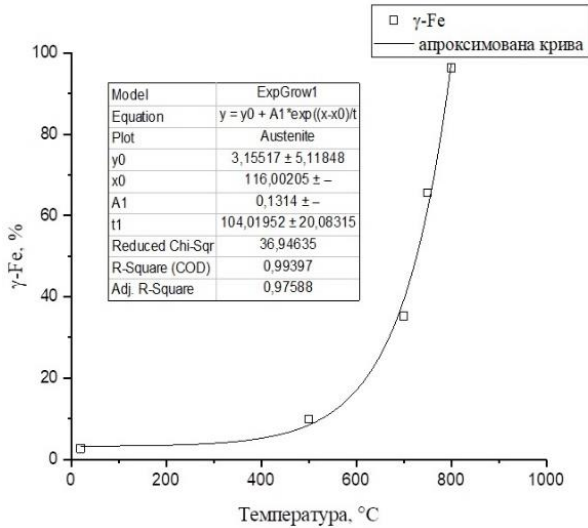


**Рис.3.** Структура литої сталі 4X3H5M3Φ: **а** – лита (X-ray V-K $\alpha$ ); **б** – неповний відпал 750±20 °С; **в** – повний відпал 860 °С

запропонованих авторами (рис. 2 б), крім високої твердості 37...40 HRC матеріал мав структуру з пластинчастою карбідною складовою (рис. 3 в), що відповідає типовим схематичним зображенням структури з пластинчастою карбідною складовою. Для полегшення механічної обробки (різання) при виготовленні матриць із дослідженої сталі рекомендовано проводити часткову перекристалізацію (неповний відпал за температур нагріву 750±20 °С, рис. 2 а), при якій технологія термічної обробки менш енергоємна (рис. 2 а – в). В процесі часткової перекристалізації сталі утворювалася кулеподібна карбідна складова (рис. 3 б), що сприяло поліпшенню механічної обробки заготовок. Проведення повного відпалу за температурою 860 °С (рис. 2 б) не забезпечувало сфероїдизацію карбідної складової (рис. 3 в). Таким чином для оптимізації режиму термічної обробки (неповний відпал) сталі були визначені критичні точки  $A_{c1}$  та  $A_{c3}$  та встановлено коефіцієнт термічного розширення за дилатометричним аналізом (рис. 4 а) і високотемпературним X-променевим фазовим



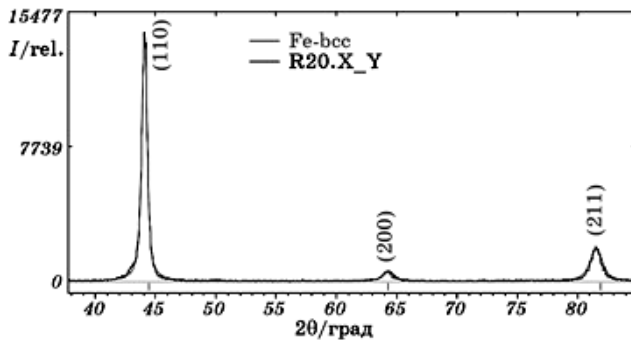
Продовження рис. 4



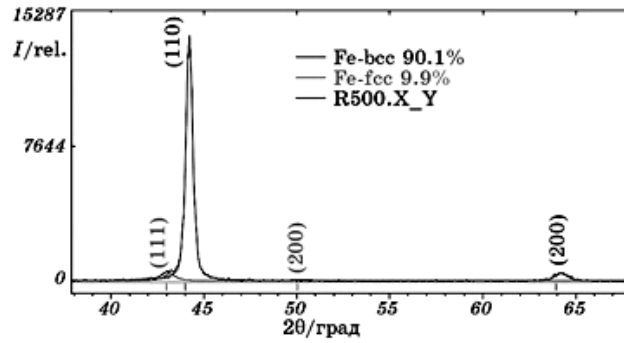
**б**

**Рис.4.** Параметри литої сталі 4Х3Н5М3Ф: **а** – залежність коефіцієнта термічного розширення ( $\alpha$ ) від температури відпалу (**1** – критична точка  $A_{c1}$ , **2** – критична точка  $A_{c3}$ ); **б** – зміна кількості аустенітної і мартенситної складових (%) від температури; **в** – залежність кількості аустеніту гартованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 від температури її нагріву

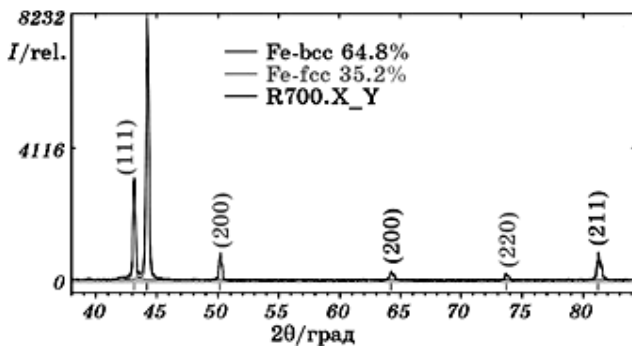
аналізом (рис. 4 б, в, 5 а – в). Було прийнято рішення розрахувати параметри закону Арреніуса лише для трьох верхніх точок (рис. б).



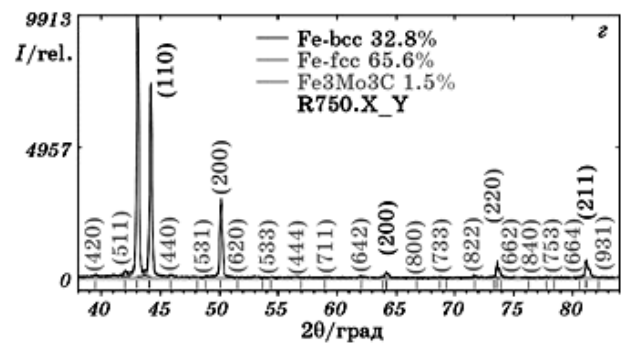
**а**



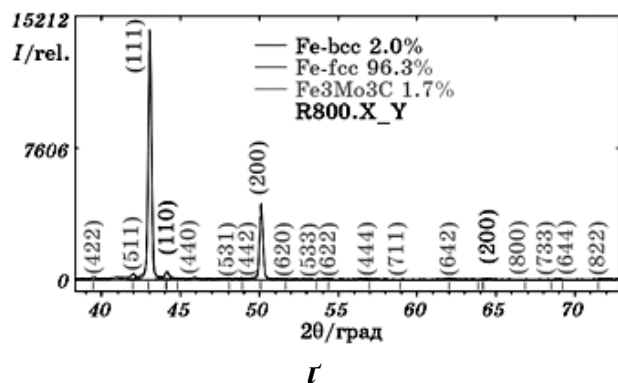
**б**



**в**



**г**

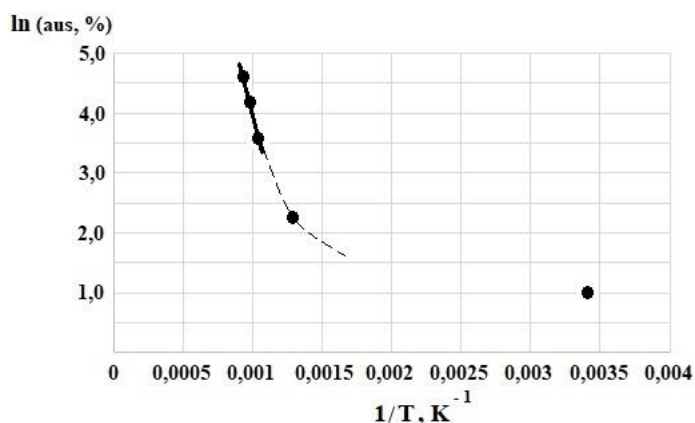


Продовження рис. 5  
**Рис.5.** Дифрактограма за результатами високотемпературного X-променевого фазового аналізу литої сталі 4Х3Н5М3Ф, одержаної ЕШКЛ після гартування за температури  $1020 \pm 10$  °С та охолодження на повітрі при температурі: **a** – 20 °С (присутні  $\alpha$ -Fe та  $\gamma$ -Fe – 97,30 та 2,70 мас. %); **б** – 500 °С ( $\alpha$ -Fe – 90,10 %,  $\gamma$ -Fe – 9,9 %); **в** – 700 °С

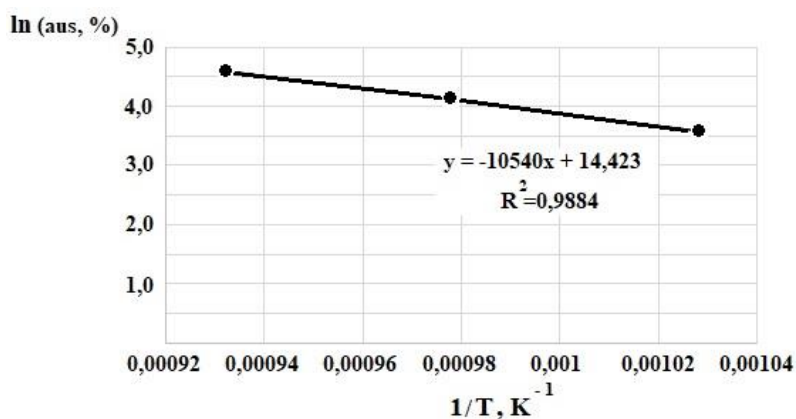
( $\alpha$ -Fe – 64,83 %,  $\gamma$ -Fe – 35,17 %); **г** – 750 °С ( $\alpha$ -Fe – 32,84 %,  $\gamma$ -Fe – 65,61 %, та  $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$  – 1,55 %); **г** – 800 °С ( $\alpha$ -Fe – 2,02 %,  $\gamma$ -Fe – 96,30 %, та  $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$  – 1,68 %)

Розрахунок дав величину енергії активації та натуральний логарифм перед експоненціального множника. Отримана залежність (1) мала коефіцієнт детермінації  $R^2=0,988$  (рис. 7).

$$\left(-\frac{E_a}{R}\right) = 10540, \text{ а величина } \ln A = 14,423 \quad (1)$$

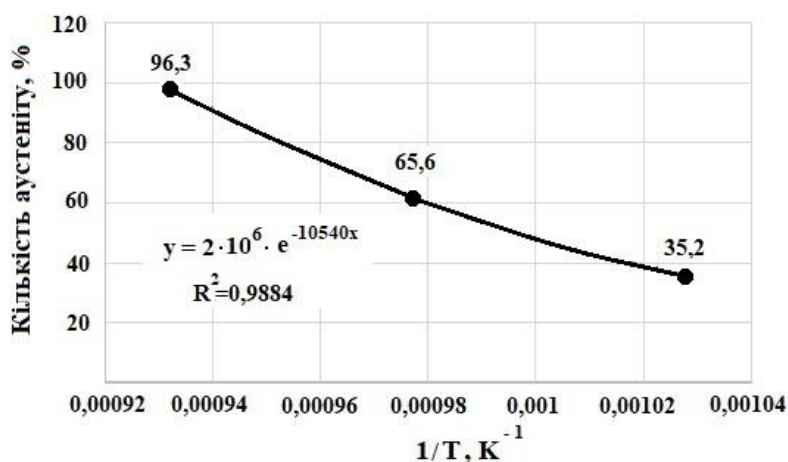


**Рис.6.** Залежність  $\ln(\text{aus, \%})$  від зворотної величини від температури нагрівання сталі 4Х3Н5М3Ф після гартування за температури  $1040 \pm 10$  °С



**Рис.7.** Лінійна залежність  $\ln(\text{aus, \%})$  від зворотної величини від температури нагрівання сталі 4Х3Н5М3Ф для температур 973, 1023 та 1073 К

Таким чином графік залежності кількості аустеніту від температури в інтервалі 973...1073 К після гартування сталі за температури  $1040 \pm 10$  °С виглядає наступним чином (рис. 8) та описується залежністю (2).



**Рис.8.** Залежність кількості аустеніту від температури, що описується законом Арреніуса

$$\%aus = 2 \cdot 10^6 \exp\left(-10540 \frac{1}{T}\right) \quad (2)$$

Встановлено, що для литої сталі 4Х3Н5М3Ф при частковій перекристалізації утворювалася кулеподібна карбідна складова перлітно-сорбітної структури (табл. 1), що сприяло покращенню механічної обробки заготовок для виготовлення матриць, твердість сталі становила 33...34 HRC, табл. 2.

Таблиця 1

Фазово-структурний стан литої сталі 4Х3Н5М3Ф, одержаної ЕШКЛ та відпалу при  $750 \pm 20$  °С

Ф	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	VC	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	α-Fe	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	α-Fe	α-Fe	α-Fe
I	3,0862	2,6624	2,3991	2,1640	2,0269	1,8672	1,8184	1,6170	1,4327	1,1696	1,0149

Примітки: Ф – фазовий склад; I – з дифрактограми інтенсивності ліній, Å

Таблиця 2

Залежність твердості литої сталі 4Х3Н5М3Ф від температури відпалу

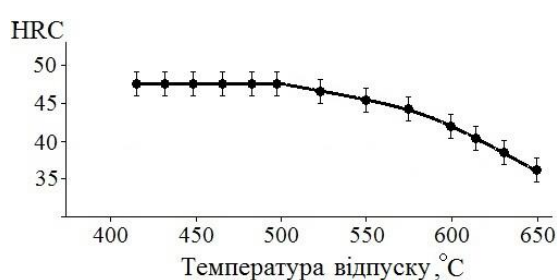
T, °С	710±5 *	730±5 *	750±5*	770±5 *	810±5 **	850±5 **
Твердість, HRC	36...37	33...34	33...34	33...34	35...36	42...43

Примітки: T – температура нагріву сталі, \* – неповний відпал, \*\* – повний відпал

В роботі показано, що температура гартування сталі ( $1030 \pm 10$  °С) з урахуванням проведеного відпуску за температури  $580 \pm 5$  °С (охолодження на повітрі) є достатньою, оскільки теплостійкість сталі становить 44 HRC (рис. 9). Вище за температури відпуску  $620$  °С сталь розміцнювалася, оскільки твердість становила нижче 40 HRC за кімнатної температури. Таким чином, в результаті дослідження було показано, що штампова сталь 4Х3Н5М3Ф не потребує проведення оптимізації остаточної термічної обробки (гартування та відпуску) для підвищення її теплостійкості, оскільки інструмент, що розігрівається до температури  $450$  °С має структуру мартенсит відпуску (рис. 5 б), а в

процесі експлуатації температура в робочій частині матриці знаходиться вище критичної температурної точки  $A_{c3}$  (850 °C) (рис. 4 б), завдяки чому сталь стабільно працює в аустенітній області при гарячому деформуванні мідно-нікелевого сплаву. За рахунок введення до 5 % нікелю у штампову сталь (4Х3М3Ф) для гарячого деформування, на відміну від існуючих традиційних штампових сталей (4Х3М3Ф, 4Х5МФ1С, 3Х3М3Ф), вдалось знизити критичну температурну точку  $A_{c3}$  і забезпечити існування аустенітної структури в інтервалі температур гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву.

Встановлено, що за температури відпуску сталі 4Х3Н5М3Ф (вище 620 °C) досліджена сталь розміцнюється (рис. 9, табл. 3) і, в подальшому для підвищення її теплостійкості була розроблена сталь 4Х4Н5М4Ф2 та режими її термічної обробки.



**Рис.9.** Залежність твердості від температури відпуску литої сталі 4Х3Н5М3Ф, отриманої ЕШКЛ, яка була загартована від температури 1030±10 °C

Таблиця 3

Теплостійкість литої сталі 4Х3Н5М3Ф, одержаної ЕШКЛ та гартованої від температури 1025±5 °C

Параметри	Відпуск за температури °C								
	420	450	500	520	550	580	600	620	650
T, °C	420	450	500	520	550	580	600	620	650
HRC	47,5	47,5	47,5	46	45	44	42	39,5	36,5

Примітки: T – температура, HRC – твердість

Подальший напрямок розвитку технології термічної обробки та хімічного складу дослідженої штампової сталі може полягати у збільшенні в її складі концентрації карбідних фаз, що дозволить підвищити її теплостійкість після проведення остаточного відпуску. Проте, було встановлено, що підвищення вмісту вуглецю у складі дослідженої сталі зменшує твердість (табл. 4), що може спричинити підвищення температури існування оберненої відпускну крихкості і при роботі інструменту експлуатаційні температури можуть потрапити у інтервал температур відпускну крихкості другого роду.

У табл. 5, наведені властивості литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після повного відпалу за температурним режимом (рис. 2 б). При цьому були одержані достатньо високі характеристики міцності сталі 1390...1400 МПа (табл. 5). При неповному відпалі за температури 750±20 °C границя міцності та границя плинності дослідженої литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 становили 900 та 800 МПа, відповідно (табл. 5). Відносне подовження та звуження сталі становили 15 та 12 %, відповідно. Ударна в'язкість (КС) дорівнювала 1800 кДж/м<sup>2</sup>.

Таблиця 4

Результати визначення твердості (за кімнатної температури) литої сталі 5Х4Н4М3Ф2, одержаної ЕШКЛ після гартування та відпуску

Температура режиму термічної обробки, °С		Твердість, HRC
Гартування	Відпуск	
1020	560	45
	620	34
1050	560	45
	620	42
1070	560	44
	620	36

Таблиця 5

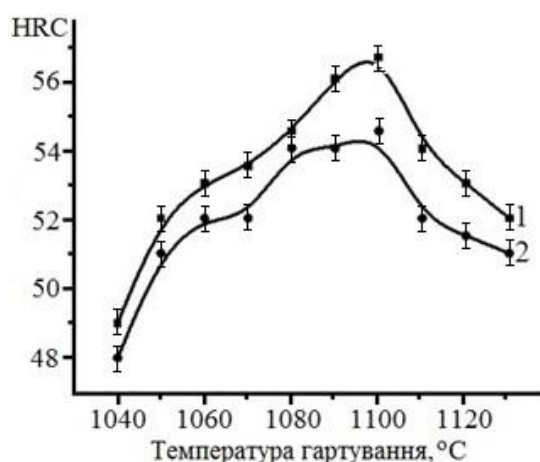
Механічні властивості сталі 4Х4Н5М4Ф2 за кімнатної температури після її відпалу

Температура, °С	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\phi$ , %	$\psi$ , %	КС, кДж/м <sup>2</sup>	HRC
860±20 та 350±20	1390...1400	1350...1360	11...12	10...11	500...600	37...38
750±20	<b>900...910</b>	800...810	14...15	11...12	<b>1700...1800</b>	32...33

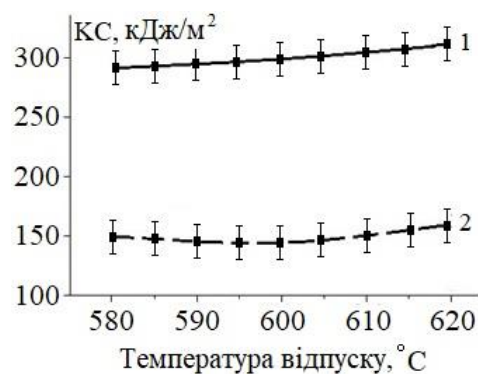
Запропонований режим неповного відпалу за температури 750±20 °С (рис. 2 а) дозволив підвищити у три рази ударну в'язкість, знизити твердість на 5 HRC та знизити границю міцності на 500 МПа в порівнянні з властивостями сталі з РАПЕ ЭП–930, термічно обробленої за режимом запропонованим О.Д. Озерським та його учнями (рис. 2 б). Від температури гартування залежать два визначальних конкуруючих процеси: розчинення карбідної фази у  $\gamma$ -фазі заліза та зростання розміру зерна. Найбільша твердість відповідає оптимальній температурі гартування. У роботі досліджено залежність твердості (HRC) від режимів термічної обробки (гартування та низькотемпературного відпуску) дослідної литої сталі (рис. 10). Встановлено оптимальну температуру гартування литої сталі – 1100±5 °С. В температурному інтервалі гартування сталі від 1050±5 °С до 1070±5 °С твердість збільшується від 49,0 до 53,5 HRC. Нагрів до температури гартування 1070±5 °С та відпуск сталі за 590 °С є недостатніми для отримання високої твердості та ударної в'язкості (рис. 10, 11). Подальше підвищення температури гартування литої сталі (1100±5 °С) призводить до підвищення її твердості та ударної в'язкості при подвійному гартуванні та охолодженні в оливі (табл. 6). Після гартування штампової сталі, сталь набуває підвищеної крихкості та схильності до виникнення внутрішніх напружень. Тому, після гартування проводять низькотемпературний відпуск за температури 190±10 °С (рис. 10, крива 2). Для дослідженої сталі після низькотемпературного відпуску твердість знижувалася на 2...3 HRC. Крім того, було встановлено, що криві залежності твердості для гартованих зразків та зразків після гартування та відпуску проходили майже еквідистантно. Було також встановлено, що максимальна твердість після гартування відповідає температурі 1095...1105 °С (рис. 12). Встановлено, що температура гартування, яка відповідає максимальній твердості, сприяє підвищенню ударної в'язкості і відповідає



мінімальному питомому електричному опору (рис. 13). Зниження питомого електричного опору від температури гартування 1065 °С до 1100 °С було пов'язане з розчиненням карбідних фаз, головним чином на основі хрому ( $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ).



**Рис.10.** Залежність твердості (HRC) литої сталі з РАПЕ 4Х4Н5М4Ф2 від температурного режиму: **1** – гартування (охолодження в оливі); **2** – гартування (охолодження в оливі) та відпуск за температури 180 °С (ізотермічна витримка 2 години) та охолодження на повітрі



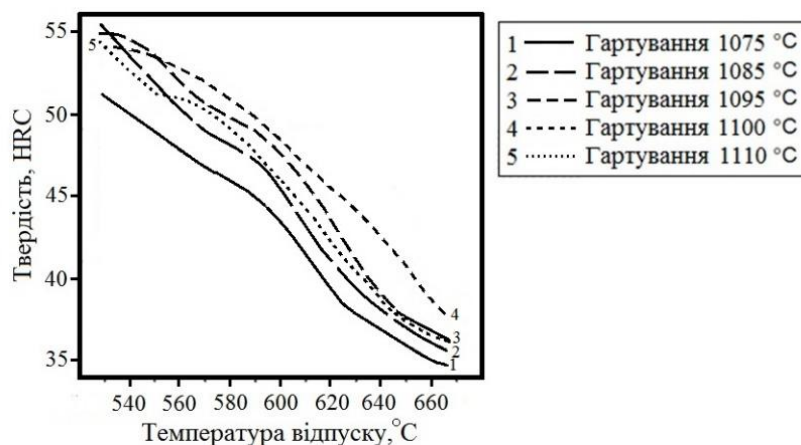
**Рис.11.** Залежність ударної в'язкості від температури відпуску для литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 гартованої від двох різних температур (криві 1 та 2): **1** – 1100±5 °С; **2** – 1080±5 °С

Таблиця 6

Фізико-механічні властивості (середнє значення) литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після гартування 1100±5 °С та відпуску за температур для різних режимів охолодження

Температура відпуску, °С	Властивості	Охолодження сталі			
		На повітрі	В печі	В оливі	В оливі*
550	Твердість, HRC	53,5	54,5	52,0	52,5
	КС, кДж/м <sup>2</sup>	300	350	250	350
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	1760	-	1730	1660
	$\sigma_B$ , МПа	1860	-	1810	1760
600	Твердість, HRC	48,5	49,5	49,5	48,0
	КС, кДж/м <sup>2</sup>	300	350	600	750
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	1500	1360	1440	1380
	$\sigma_B$ , МПа	1600	1500	1580	1530

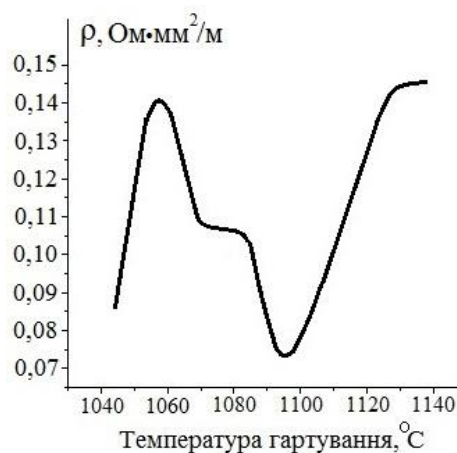
Примітка: \* – подвійне гартування від температури 1100±5°С



**Рис.12.** Залежність твердості (теплостійкості) литої сталі 4X4H5M4Ф2 від температури гартування та від температури відпуску (охолодження на повітрі).

**1** – гартування за температури  $1075 \pm 5$  °C, **2** –  $1085 \pm 5$  °C, **3** –  $1095 \pm 5$  °C,  
**4** –  $1100 \pm 5$  °C, **5** –  $1110 \pm 5$  °C

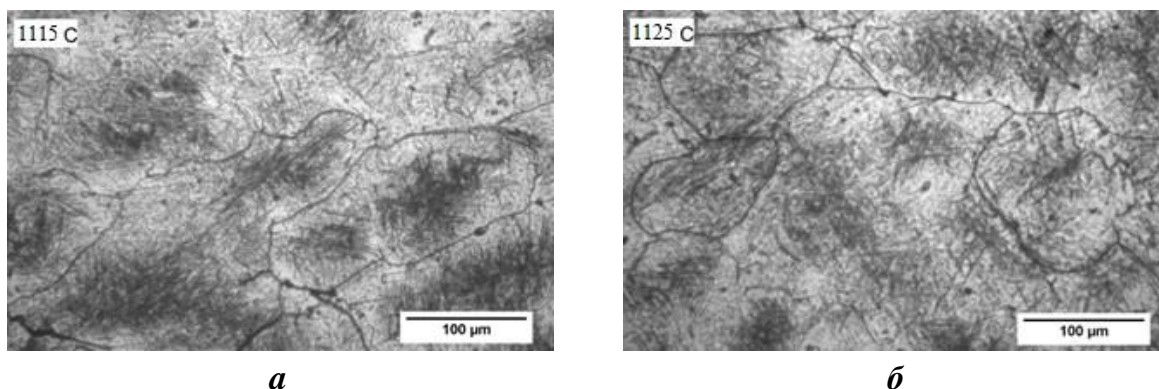
**Рис.13.** Залежність питомого електричного опору за кімнатної температури литої сталі 4X4H5M4Ф2, одержаної за ЕШКЛ, від температури гартування (вимірювання проводили по поверхні)



Таким чином, вважаємо таку температуру гартування ( $1100 \pm 10$  °C) оптимальною для дослідженої сталі. Подальші експериментальні дослідження показали, що проводити гартування дослідженої литої сталі від температури вищої за  $1110$  °C не доцільно, оскільки починає відбуватись процес первинної рекристалізації (рис. 14 а), при цьому відбувається укрупнення зерна, що у подальшому призведе до зниження характеристик міцності кінцевого виробу зі сталі. Зростання величини питомого електричного опору від температури гартування від  $1110$  до  $1130$  °C, пов'язана з первинною та вторинною рекристалізацією, коли відбувається укрупнення зерен аустеніту (рис. 14 б).

Встановлено, що ударна в'язкість досліджуваної литої сталі мала найбільшу величину за температури гартування  $1090 \pm 5$  °C, при цьому при збільшенні температури відпуску від  $580$  до  $620$  °C ударна в'язкість збільшувалась за лінійним законом від  $290$  до  $310$  кДж/м<sup>2</sup>. Було також встановлено, що охолодження на повітрі після відпуску збільшило ударну в'язкість, тоді як охолодження у печі призвело до зниження ударної

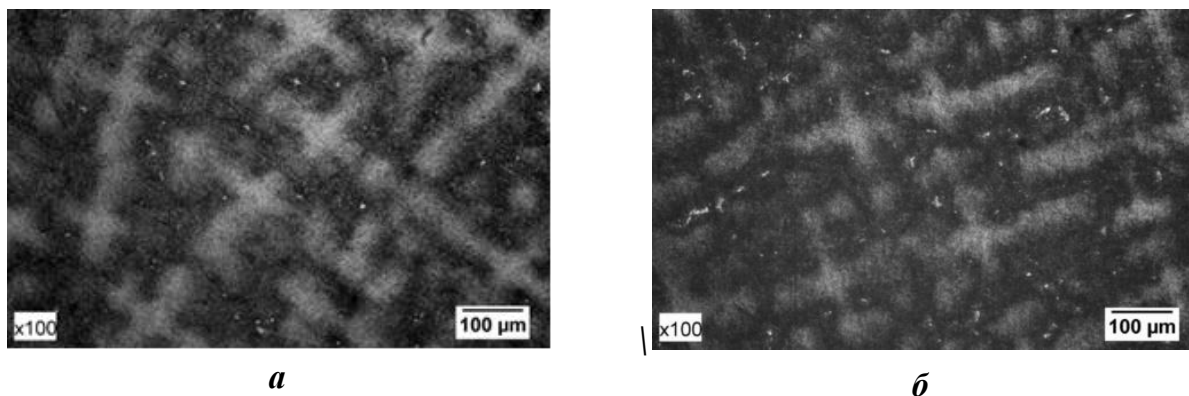
в'язкості і рівень цього зниження збільшувався з ростом температури гартування. Описане дослідження ударної в'язкості проводили у досить вузькому інтервалі температур відпуску 580...620 °С (при цих температурах традиційно проводять відпуск штампових сталей). Інтервал температур відпуску був суттєво розширений (530...660 °С) для встановлення максимальних значень ударної в'язкості. Встановлено, що із зміною температури відпуску твердість змінювалося нелінійно. Твердість сталі при охолодженні у печі на декілька одиниць вища за ту, що була одержана при охолодженні на повітрі.



**Рис.14.** Мікроструктури литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після різних режимів гартування: *а* – 1115±5 °С; *б* – 1125±5 °С

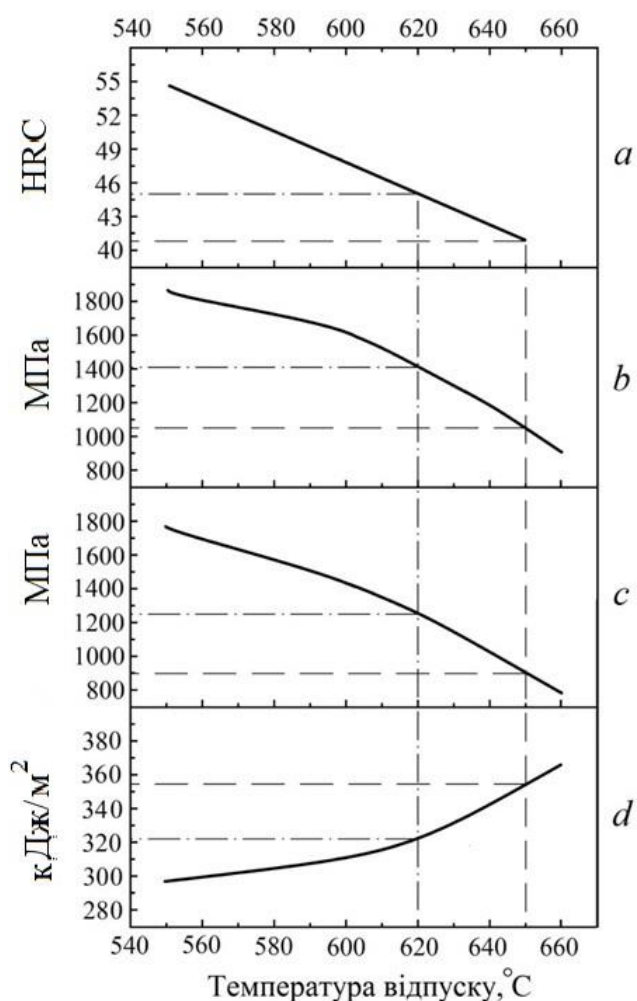
В результаті проведеного дослідження багатьох режимів температур гартування та відпуску було встановлено, що найкращим режимом гартування є температура 1095±5 °С, тому, що при охолодженні на повітрі, досягається більша ударна в'язкість. Штампова сталь повинна мати оптимальний інтервал твердості вище 40...41 HRC та нижче 49...50 HRC. Дослідження відповідних структур сталі показало, що при охолодженні на повітрі після відпуску на границях зерен виділяється менша кількість карбідної складової, ніж у випадку охолодження зразків з піччю, що призводить до збільшення ударної в'язкості (більше ніж у 2 рази). Менша кількість виділених карбідів не дозволяє їм сформуватися у суцільну сітку, яка обмежує зерна сталі (рис. 15 а), тоді як при охолодженні у печі така сітка частково спостерігається (рис. 15 б). Таким чином, було встановлено, що найкращим режимом охолодження після відпуску є охолодження на повітрі, а не в печі. Режим гартування литої сталі за температур 1095...1105 °С відповідає підвищеним значенням теплостійкості при відпуску. Використання температури гартування у 1100±5 °С, дозволило підвищити теплостійкість литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 до температури 645...650 °С (твердість 40...41 HRC), тоді як раніше на сталі 4Х3Н5М3Ф теплостійкість становила 615...620 °С (твердість 39,5...40,5 HRC).

Було встановлено утворення трооститної структури та твердості сталі: 48,5 HRC (відпуск за температури 600 °С) та 45,5 HRC (відпуск за температури 620 °С). Праворуч від вертикальної штрихової лінії (рис. 16) литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 має теплостійкість нижчу за гранично допустиму (650 °С), тобто при відпуску вище цієї температури штамповий інструмент непридатний для експлуатації (виникають розгарні тріщини).



**Рис.15.** Мікроструктури литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після гартування від температури  $1095\pm 5$  °С та відпуску за температури 600 °С ізотермічною витримкою 4 години:  
*a* – охолодження на повітрі; *б* – охолодження у печі

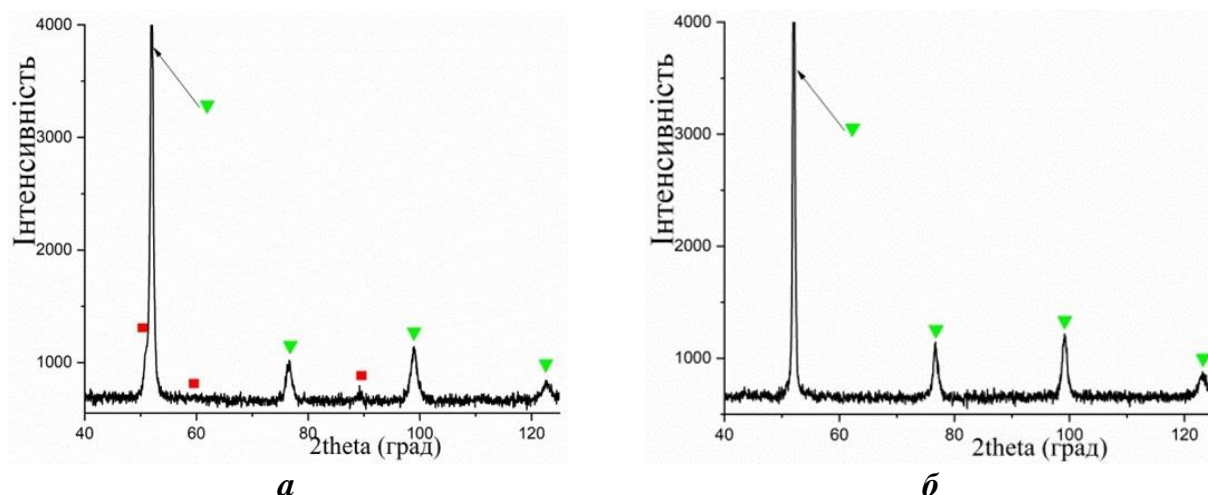
Праворуч від штрих пунктирної лінії не бажано проводити відпуск сталі, оскільки твердість становитиме менше 45 HRC. Оптимальна границя міцності повинна бути вище 1300 МПа (горизонтальна штрих пунктирна лінія на *рис. 16*) та твердість після відпуску для штампової сталі гарячого деформування повинна становити вище 46 HRC (трооститна структура). На *рис. 16* (горизонтальна штрих пунктирна лінія) показано, що границя плинності становить вище 1200 МПа. Ударна в'язкість в інтервалі 600...620 °С становить 320 кДж/м<sup>2</sup> (*рис. 16* горизонтальна пунктирна лінія). Зростання температури відпуску вище 650 °С призводить до зниження теплостійкості (менше 40 HRC), яке супроводжується появою крихкості другого роду (обернена) та розміцнення сталі (*рис. 16*, № 3 табл. 7). На X-променевих дифрактограмах не спостерігається розщеплення ліній, характерних для тетрагональної ґратки мартенситу (*рис. 17 a, б*). Однією з важливих ознак наявності твердого розчину вуглецю в  $\alpha$ -Fe є зміна параметру кристалічної ґратки з розмиванням лінії твердого розчину на основі ОЦК ґратки (період ґратки становить  $a = 0,2880$  нм), що досить суттєво відрізняється від періоду ґратки фериту перед гартуванням литої сталі. Таким чином, ідентифікована фаза є мартенситом з малим співвідношенням осей (кубічний мартенсит). Крім мартенситу в такому стані литої сталі, незалежно від температури її гартування, за допомогою X-променевих фазових дифрактограм було зафіксовано близько 3,7 % аустеніту ( $a = 0,360$  нм), а карбіду виявлено не було (№ 1, табл. 7). Тобто, під час термічної обробки сталі (гартування) карбідна складова в її структурі спочатку розчинилася, а під час охолодження в оливі зафіксувалася метастабільна ґратка кубічного мартенситу з залишковим аустенітом. Подальший відпуск сталі, гартованої від температури  $1100\pm 5$  °С, з ізотермічною витримкою впродовж 4-х годин за температури  $590\pm 5$  °С, призвів до розпаду залишкового аустеніту та зменшення періоду ґратки мартенситу (0,28772 нм) (№ 2, табл. 7).



**Рис.16.** Залежності фізико - механічних властивостей литої сталі 4X4H5M4Φ2 від температури відпуску. Сталь попередньо була гартована при  $1100 \pm 10$  °C: **a** – твердість; **b** – границя міцності; **c** – границя плинності; **d** – ударна в'язкість

Для сталі 4X4H5M4Φ2 режим гартування  $1100 \pm 5$  °C (охолодження в оливі) є оптимальним, тобто у порівнянні з температурою гартування сталі 4X3H5M3Φ ( $1030 \pm 10$  °C) розроблена температура гартування є суттєво вищою. Для такої сталі (4X3H5M3Φ) є достатня теплостійкість 44...45 HRC (табл. 3) для гарячого деформування мідно - нікелевого сплаву марки МНЖ5-1 за температур експлуатації 900...950 °C в процесі виготовлення трубних заготовок.

Однак в процесі гарячого деформування міді нижче критичної температурної точки сталі  $A_{c1}$ , слід враховувати оптимальний температурний режим гартування та відпуску сталі. Під час експлуатації цієї сталі за температур до критичної точки  $A_{c1}$  в процесі деформування міді теплостійкості недостатньо і тому виникла необхідність корегувати хімічний склад та оптимізувати термічну обробку. Застосування розробленої технології та хімічного складу сталі забезпечило підвищення її теплостійкості на 2 HRC у порівнянні зі сталями 4X5MΦ1C та 3X3M3Φ сортового прокату, а границя міцності знаходиться практично на одному рівні (табл. 8). Таким чином, використання дослідженої литої сталі 4X4H5M4Φ2 для гарячого деформування міді марки М1 дозволило підвищити температуру експлуатації до 650 °C. Для литої сталі 4X3H5M3Φ режими гартування і відпуску відповідають таким температурам –  $1030 \pm 10$  °C та  $590 \pm 10$  °C. Для підвищення теплостійкості дослідженої сталі, було підвищено температуру гартування сталі до початку температури первинної рекристалізації. Було встановлено оптимальну температуру гартування сталі 4X4H5M4Φ2 –  $1100 \pm 10$  °C та відпуску –  $590 \pm 5$  °C. Встановлено, що теплостійкість литої сталі підвищилася на 30 °C (при 650 °C, HRC 40 за кімнатної температури) у порівнянні із литою сталлю 4X3H5M3Φ. Тобто було доведено, що сталь з РАПЕ можна використовувати за різних температурних режимів експлуатації.



**Рис.17.** Дифрактограми литої сталі 4X4H5M4Φ2, одержаної за ЕШКЛ та термічною обробкою за режимом: відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 години):  
**а** – гартування 1100±5 °С з охолодженням в оливі; **б** – гартування 1100±5 °С з охолодженням в оливі, відпуск за температури 590±5 °С (ізотермічна витримка 4 години); ▼ – мартенсит (α-Fe), ■ – аустеніт (ГЦК)

Таблиця 7

Параметри фазово-структурних складових та механічні властивості (за кімнатної температури) литої сталі 4X4H5M4Φ2 залежно від режиму термічної обробки

№	Фазовий склад	Характеристики елементів субструктури α-Fe			Механічні властивості		
		<i>D</i> , нм	$\Delta a/a$	<i>a</i> , нм	HRC	$\sigma_b$ , МПа	КС, кДж/м <sup>2</sup>
1	α-Fe-96,3% Аустеніт-3,7 %	12,90	0,004086	0,28828	54	1400	430
2	α-Fe	23,96	0,003170	0,28772	49	1640	300
3	α-Fe	35,98	0,001087	0,28751	41	950	360

Примітки: *D* – розмір областей когерентного розсіювання;  $\Delta a/a$  – спотворення ґратки; *a* – параметр кристалічної ґратки; № 1 – відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 години), гартування 1100±5 °С, відпуск 180 °С; № 2 – відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 години), гартування 1100±5 °С, відпуск 180 °С, відпуск 590±5 °С (ізотермічна витримка 4 год); № 3 – відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 години), гартування 1100±5 °С, відпуск 180 °С, відпуск 650±5 °С (ізотермічна витримка 4 години).

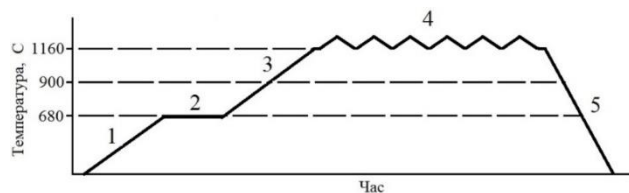
Таблиця 8

Фізико-механічні властивості штампових сталей за кімнатної температури

Марка сталі	T, °С	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	HRC
4X5MΦ1С*	600	1470	1670	47,0
3X3M3Φ*				47,0
4X4H5M4Φ2 **		1500	1600	49,0

Примітки: \* – сортовий прокат; \*\* – лита; 4X5MΦ1С за ГОСТ 5950-2000, або H13 (США), температура гартування 1020 °С з охолодженням в оливі та відпуск при 580 °С з ізотермічною витримкою 2 години; 3X3M3Φ за ГОСТ 5950-2000, або H10 (США), температура гартування 1040 °С з охолодженням в оливі та відпуск при 600 °С з ізотермічною витримкою 2 години; 4X4H5M4Φ2 температура гартування 1100 °С з охолодженням в оливі та відпуск при 600 °С; T – температура відпуску.

**Четвертий розділ.** Для виготовлення великогабаритних деталей типу коліс екструдерів із сталі 4X4H5M4Ф2 з одержаних зливків за ЕШКЛ необхідно використовувати деформаційну обробку (кування) за температури  $1160 \pm 20^\circ\text{C}$  (рис. 18). Кування сталі проводили з коефіцієнтом укову від 4 до 6. Встановлено, що



**Рис.18.** Технологічна схема процесу деформаційної обробки (кування) сталі 4X4H5M4Ф2, одержаної за ЕШКЛ:  
**1** – швидкість нагріву до  $10^\circ\text{C}/\text{хв}$ ;  
**2** – ізотермічна витримка 1 година;

**3** – швидкість нагріву до  $10^\circ\text{C}/\text{хв}$ ; **4** – ізотермічна витримка 2 години; **5** – охолодження на повітрі

незважаючи на підвищення міцності та твердості деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 після неповного відпалу (табл. 9), заготовки для виготовлення деталей великих розмірів задовільно оброблялись різанням. Результати аналізу фазового складу та кристалічної структури деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 за температури  $1160 \pm 20^\circ\text{C}$  і подальшим відпалом за температури  $750 \pm 20^\circ\text{C}$  (ізотермічна витримка 2 години), показані на рис. 19 а. В цьому стані сталь складається з фериту ( $a = 0,2872$  нм) та  $\sim 2\%$  карбиду типу  $\text{M}_6\text{C}$  ( $a = 1,1050$  нм) (№ 1, табл. 10). Щоб оптимізувати температуру гартування сталі здійснили серію експериментів, в яких її змінювали (табл. 11, 12). Дифракційні піки після гартування сталі подані розмитими лініями  $\alpha\text{-Fe}$ , які подібні для відпущеного мартенситу (рис. 19 б, в).

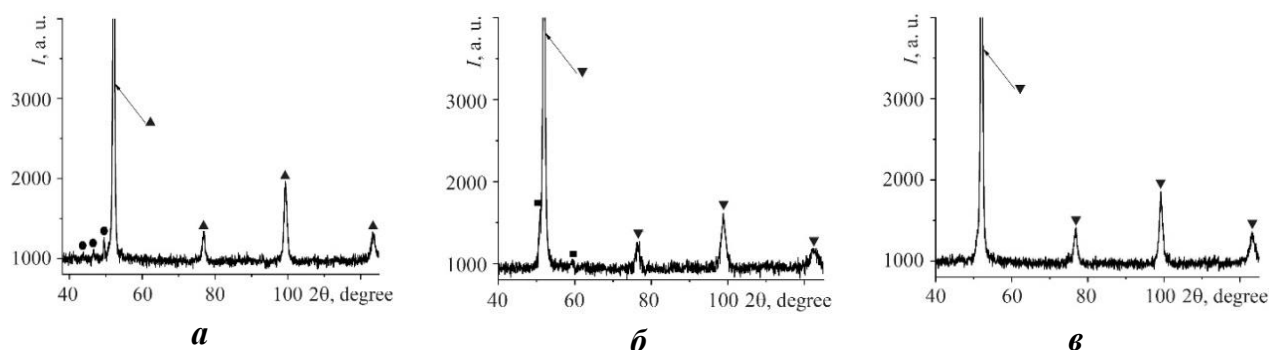
Таблиця 9

Фізико-механічні властивості за кімнатної температури деформованої сталі 4X4H5M4Ф2 після відпалу

Температура, $^\circ\text{C}$	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\varphi$ , %	$\psi$ , %	КС, кДж/м <sup>2</sup>	HRC
$750 \pm 20$	<b>1190...1200</b>	1050...1060	21...22	5...6	<b>1200...1300</b>	<b>38...39</b>

Для наочності на рис. 19 б подано дифрактограму дослідженої деформованої сталі за температури  $1060 \pm 20^\circ\text{C}$ , відпалу при  $750 \pm 20^\circ\text{C}$  (ізотермічна витримка 2 години), гартування від  $1100 \pm 5^\circ\text{C}$  з охолодженням в оливi. На рентгенограмах не спостерігають розщеплення ліній, характерних для тетрагональної ґратки мартенситу. Однією з важливих ознак присутності твердого розчину вуглецю в  $\alpha\text{-Fe}$  є зміна параметру кристалічної ґратки з розмиванням лінії твердого розчину на основі ОЦК ґратки. У даному випадку період ґратки становить  $0,2880$  нм, що досить суттєво відрізняється від періоду ґратки фериту перед гартуванням (№ 2, табл. 10). Тому можемо стверджувати, що ідентифікована фаза є мартенситом з малим співвідношенням осей (кубічний мартенсит). Крім мартенситу, незалежно від температури гартування сталі, рентгенографічно зафіксовано  $\sim 5\%$  аустеніту ( $a = 0,3601$  нм), водночас карбиду не виявлено (№ 2, табл. 10). Тобто під час

деформування та гартування сталі карбідна складова в її структурі розчиняється, а при охолодженні в оливi з'являється метастабільна гратка кубічного мартенситу із залишковим аустенітом. Температура гартування не змінює фазовий склад сталі (табл. 11), проте суттєво впливає на її механічні властивості (табл. 12). Встановлено,



**Рис.19.** Дифрактограми деформованої сталі 4X4H5M4Φ2, одержаної ЕШКЛ та термічною обробкою: **а** – кування за температури 1060±20 °С та відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год.); **б** – кування за температури 1060±20 °С, відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год.), гартування 1100±5 °С з охолодженням в оливi; **в** – кування за температури 1060±20 °С, відпал при 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год.), гартування 1100±5 °С з охолодженням в оливi, відпуск за температури 590±5 °С (ізотермічна витримка 4 год.); ● – Me<sub>6</sub>C, ▲ – ферит (ОЦК), ▼ – мартенсит (α-Fe), ■ – аустеніт (ГЦК)

Таблиця 10

Параметри фазово-структурних складових та механічні властивості за кімнатної температури деформованої сталі 4X4H5M4Φ2 залежно від режиму термічної обробки

№	Фазовий склад	Характеристики елементів субструктури α-Fe			Механічні властивості		
		<i>D</i> , нм	$\Delta a/a$	<i>a</i> , нм	HRC	$\sigma_B$ , МПа	КС, кДж/м <sup>2</sup>
1	Ферит – 98%, Me <sub>6</sub> C – 2%	36,1	0,0021	0,2872	38...39	1190...1200	1200...1300
2	Аустеніт – 5%, α-Fe – 95%	24,2	0,0032	0,2880	55...56	–	–
3	α-Fe	27,8	0,0020	0,2876	48...49	1580...1640	1100...1300
4	α-Fe	32,0	0,0013	0,2876	46,5...47,5	1520...1580	400...700

Примітки: ***D*** – розмір областей когерентного розсіювання;  $\Delta a/a$  – спотворення гратки; ***a*** – параметр кристалічної гратки; **№ 1** – кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С; **№ 2** – кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С, гартування 1100±5 °С; **№ 3** – кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С, гартування 1100±5 °С, відпуск 590±5 °С; **№ 4** – кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С, гартування 1100±5 °С, відпуск 590±5 °С, відпуск 600±5 °С



що за температури гартування  $> 1110$  °С відбувається первинна рекристалізація сталі 4Х4Н5М4Ф2 і, як наслідок, інтенсивно знижується її ударна в'язкість (до  $200$  кДж/м<sup>2</sup>) при одночасному зростанні розміру субзерен (ОКР) та збільшення параметру кристалічної ґратки (табл. 11, 12). На основі результатів, наведених у табл. 12, найоптимальнішою температурою для гартування вважали  $1095\dots 1105$  °С. Подальший відпуск деформованої сталі, загартованої від температури  $1100\pm 5$  °С (рис. 19 в) з ізотермічною витримкою впродовж 4 годин за температури  $590\pm 5$  °С, призвів до розпаду залишкового аустеніту та зменшення періоду ґратки мартенситу ( $a = 0,2876$  нм) (№ 3, табл. 10). Додаткові 2 години ізотермічної витримки при відпуску сталі за температури  $600\pm 5$  °С не вплинули на вигляд дифрактограми і досліджена деформована сталь 4Х4Н5М4Ф2 залишалася однофазною з тим же періодом кристалічної ґратки (№ 4, табл. 10).

Таблиця 11

Параметри структурних складових за кімнатної температури деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 залежно від температури гартування

Температура гартування, °С	Фазовий склад	Характеристики елементів субструктури $\alpha$ -Fe		
		$D$ , нм	$\Delta a/a$	$a$ , нм
$1050\pm 5$	Аустеніт – 5%, $\alpha$ -Fe – 95%	19,5	0,0020	0,2880
$1070\pm 5$		20,4	0,0025	0,2880
$1100\pm 5$		24,2	0,0032	0,2880
$1110\pm 5$		27,6	0,0031	0,2883

Примітки:  $D$  – розмір областей когерентного розсіювання;  $\Delta a/a$  – спотворення ґратки;  $a$  – параметр кристалічної ґратки

Таблиця 12

Механічні властивості за кімнатної температури деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 залежно від режимів термічного оброблення

Термічна обробка	HRC	КС, кДж/м <sup>2</sup>
Гартування $1050\pm 5$ °С, відпуск $590\pm 5$ °С*, відпуск $650\pm 5$ °С**	35...36	1300...1500
Гартування $1070\pm 5$ °С, відпуск $590\pm 5$ °С*, відпуск $650\pm 5$ °С**	35...37	800...1100
Гартування $1100\pm 5$ °С, відпуск $590\pm 5$ °С*, відпуск $650\pm 5$ °С**	37...38	1200...1800
Гартування $1110\pm 5$ °С, відпуск $590\pm 5$ °С*, відпуск $650\pm 5$ °С**	38...40	100...200

Примітки: \* – ізотермічна витримка 4 год.; \*\* – 2 год.

**П'ятий розділ.** Після гартування та відпуску сталі 4Х4Н5М4Ф2 при оптимальних режимах термічної обробки, який моделює умови експлуатації оснащення, порівняли фазовий склад, кристалічну структуру та механічні характеристики сталі (без деформації та деформованої), табл. 13 та табл. 14. Під час гартування карбідна складова в структурі сталі розчиняється, а при охолодженні в оливі фіксуємо метастабільну ґратку кубічного мартенситу із залишковим аустенітом. Ідентифікована фаза є мартенситом з малим співвідношенням осей (кубічний мартенсит). Зафіксовано  $\sim 96$  та  $95$  % мартенситу ( $a = 0,28828$  нм та  $0,28800$  нм) відповідно без деформації і деформованої (№ 1 та № 10, табл. 14). Крім мартенситу,

Варіанти досліджуваної сталі 4X4H5M4Ф2 при термо-деформаційній обробці

№ варіанта	Вихідний стан	Режими термічної і деформаційної обробок				Додатковий нагрів
		Кування	Відпал	Гартування	Відпуск	
1	Без деформації	–	750°C, 2 h	1100°C, охол. в оліві	–	–
2					590°C, 4h	–
3					–	475°C, 2 h
4					475°C, 2h	–
5					590°C, 4h	500°C, 2 h
6					500°C, 2h	–
7					–	630°C, 2 h
8					590°C, 4h	640°C, 2 h
9					–	650°C, 2 h
10	Деформована	1070°C	–	–	–	–
11					–	–
12					590°C, 4h	475°C, 2 h
13					–	630°C, 2 h
14					–	640°C, 2 h
15					–	650°C, 2 h

Примітка: **h** – ізотермічна витримка, год.

зафіксовано ~4 та 5 % аустеніту ( $a = 0,36$  нм). Подальший відпуск гартованої сталі призвів до розпаду залишкового аустеніту та зменшення періоду ґратки мартенситу (0,28772 нм та 0,28760 нм, відповідно № 2 та № 11, табл. 14). Дифрактограми загартованої литої сталі після відпуску в діапазоні 180...450 °C демонструють наявність 2-х основних фаз – аустеніту та мартенситу, а також карбідів систем: Fe–C, Cr–C та V–C (рис. 20). При збільшенні температури відпуску сателітний пік біля піку (110) мартенситу ( $2\theta = 44,5^\circ$ ) в діапазоні  $2\theta = 43-44^\circ$  зникає. На дифрактограмах, отриманих скануванням поверхні шліфа, як правило, представлені тільки сильні лінії складових фаз. Тому, за наявності піків в районі  $2\theta = 24,9^\circ$  і  $2\theta = 21,5^\circ$  можна припустити, що в сталі після відпуску при температурах 280 та 475 °C формується, крім зазначених фаз, фаза системи «Fe-Ni». Хімічна формула цієї фази  $Fe_{0,93}Ni_{0,056}$ . Коефіцієнт збігу за позицією піків, отриманий при обробці дифракційної картини в програмі «Match» становить 0,845. Кількісний аналіз матричних фаз на основі  $\alpha$ - і  $\gamma$ -заліза проведено за допомогою програми «Match». Відносна кількість (мас. %) мартенситу та аустеніту в сталі після відпуску за температури 180 °C становить 78 та 22 % відповідно. Наявність значної кількості пластичного аустеніту, який має відносно низьку твердість, компенсує зростання твердості, що викликається зростанням кількості карбідних фаз при відпуску. З ростом температури відпуску відносна кількість залишкового аустеніту знижується (рис. 21). У зв'язку з цим можна очікувати, що ударна в'язкість сталі може зменшуватися в діапазоні температур

475...500 °C (рис. 22, 23). Додатковий нагрів до 475...500 °C вплинув на параметри кристалічної структури та механічні властивості (№ 3, № 5, табл. 14).

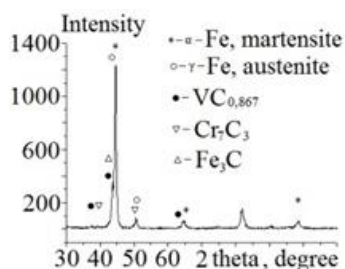
Таблиця 14

Фазовий склад, кристалічна структура і механічні характеристики досліджуваних варіантів згідно до табл. 13 зі сталі 4X4H5M4Φ2

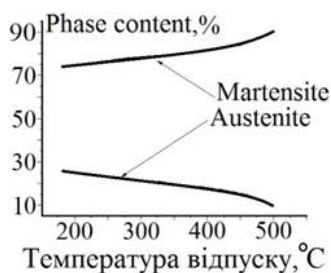
№ варіанта	Фазовий склад, %	Параметри субструктури матриці			Механічні характеристики			
		<i>D</i> , нм	<i>a</i> , нм	$\Delta a/a$	HRC	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	КС, кДж/м <sup>2</sup>
1	4A+96M	12,90	0,28828	0,004086	–	–	–	–
2	100 M	23,96	0,28772	0,003170	48...49	1600...1680	1430...1480*	300...330
3	100 M	24,83	0,28739	0,001449	49...51	1370...1470	1330...1390*	250...290
4	–	–	<b>0,28823</b>	–	–	–	–	–
5	100 M	29,01	0,28744	0,001261	–	–	–	–
6	–	–	<b>0,28843</b>	–	–	–	–	–
7	–	–	–	–	–	–	<b>1050...1090**</b>	–
8	–	–	–	–	–	–	<b>850...890**</b>	–
9	100 Φ	35,98	0,28751	0,001087	<b>39...41</b>	1060...1100	<b>710...750**</b>	330...370
10	5A + 95 M	24,2	0,28800	0,0032	55...56	–	–	–
11	100 M	27,8	0,28760	0,0020	48...49	1580...1640	1410...1450*	1100...1300
12	–	–	–	–	50...52	1580...1620	1090...1150*	190...230
13	–	–	–	–	–	–	<b>810...850**</b>	–
14	<b>2Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub></b> + 98 Φ	33	0,28750	0,0011	<b>37...38</b>	1190...1210	<b>650...690**</b>	700...900
15	<b>2Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub></b> + 98 Φ	34	0,28750	0,0011	36...37	1100...1120	<b>530...570**</b>	1200...1800

**Примітки:** А – аустеніт; М – мартенсит; Φ – ферит; *D* – розмір областей когерентного розсіювання; *a* – параметр кристалічної ґратки;  $\Delta a/a$  – спотворення ґратки; № варіанта згідно з табл. 13; \* – за кімнатної температури, \*\* – за температури додаткового нагріву

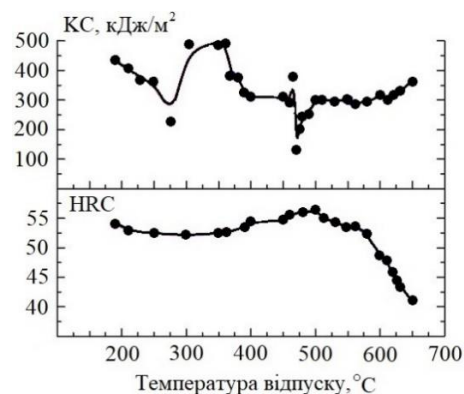
При аналізі кристалічної ґратки мартенситу основну увагу приділили її тетрагональності та еволюції параметрів при зміні температури відпуску в діапазоні температур 180...600 °C. Тетрагональності мартенситу в більшості випадків відображають кількість розчиненого вуглецю в  $\alpha$ -залізі, і, тим самим, фізико-механічні властивості мартенситу. З іншої сторони цей параметр кристалічної ґратки мартенситу дозволяє судити про ступінь виділення вуглецю з твердого розчину, і, відповідно, збільшення кількості карбідних фаз. На параметри найінтенсивнішого піку мартенситу – (110) в нашому випадку можуть впливати накладення відображень інших фаз, тому були розглянуті зображення (211) та (220) (рис. 24 а, б). Високі значення параметру «*a*» кристалічної ґратки мартенситу формуються при температурах відпуску в діапазоні 280...550 °C. Максимальне значення параметру кристалічної ґратки досягається при температурі 475 °C (рис. 25). У цьому інтервалі



**Рис.20.** Дифрактограма литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після відпуску за температури 180 °С з позначенням основних піків фаз

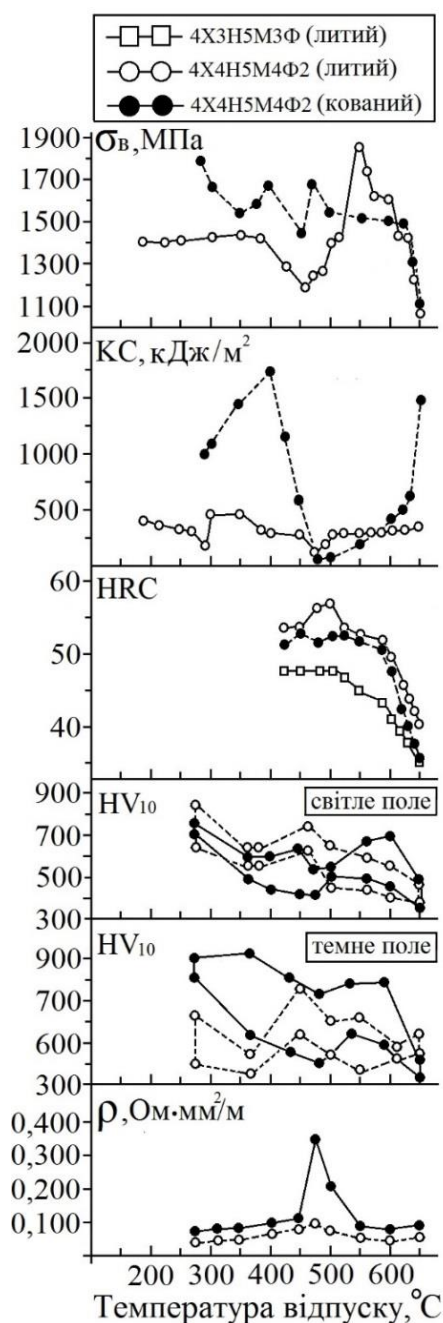


**Рис.21.** Зміна відносного змісту мартенситу і аустеніту при збільшенні температури відпуску литої сталі 4Х4Н5М4Ф2

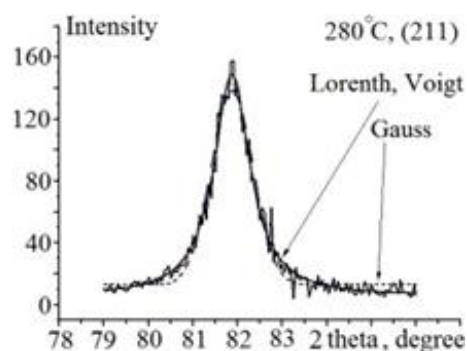


**Рис.22.** Залежність: **А** – ударної в'язкості (кДж/м<sup>2</sup>) та **В** – твердості (HRC) від температури відпуску литої сталі 4Х4Н5М4Ф2. Сталь попередньо була гартована за температури 1100±5 °С

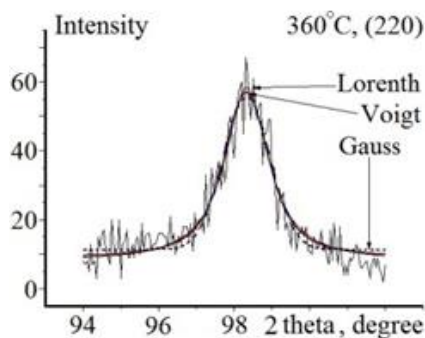
температур таким же чином відбувається зміна структури сталі (рис. 26 а, б). Такі високі значення можна пояснити формуванням твердого розчину заміщення. При температурах, що лежать в зазначеному інтервалі, легуючі елементи в значній кількості розчинені в залізі. Максимальне значення параметру кристалічної ґратки «а» відображає максимальну насиченість твердого α-твердого розчину на основі системи «Fe–C». Це забезпечує підвищення опору кристалічної ґратки деформації, і, тим самим, збільшення твердості мартенситу та його крихкості. Зазначені обставини призводять до зменшення ударної в'язкості сталі (рис. 22, 23) в діапазоні температур відпуску 450...500 °С. Максимальне насичення твердого розчину призводить до зміни його електромагнітних характеристик, у нашому випадку до збільшення питомого електричного опору (рис. 23). У табл. 15 представлені результати вимірювання ударної в'язкості зразків, одержаних при температурах відпуску в межах 450...500 °С та охолодженні на повітрі. Встановлено, що за температури відпуску 475 °С спостерігається максимальне зниження величини ударної в'язкості (120...180 кДж/м<sup>2</sup>). Зниження величини ударної в'язкості сталі починається за температури 450 °С і закінчується – 500 °С. Була встановлена оптимальна температура відпуску (590±5 °С), що призвело до підвищення ударної в'язкості у два рази (табл. 15). Таким чином, повторний відпуск сталі при більш високій температурі зменшує схильність до відпускнуї крихкості в інтервалі небезпечних температур 450...500 °С. Встановлено, що зміна легуючих елементів матриці не відбувається (точка 1 та точка 2, рис. 27; табл. 15) після відпуску сталі за температур 450...500 °С. Під час проведення хімічного аналізу у точках вимірювання поверхні



**Рис.23.** Залежність від фізико-механічних властивостей (за кімнатної температури) та від температури відпуску сталей з РАПЕ (лита та деформована): **A** – границя міцності (МПа); **B** – ударна в’язкість (кДж/м<sup>2</sup>); **C** – твердість (HRC); **D** – питомий електричний опір, Ом·мм<sup>2</sup>/м

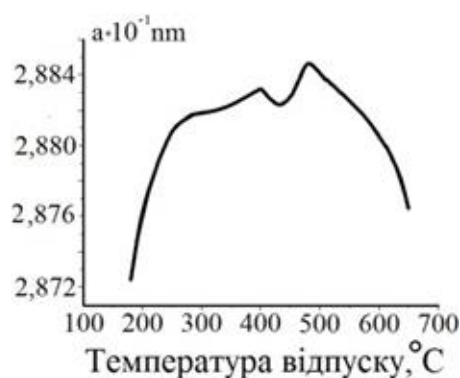


a

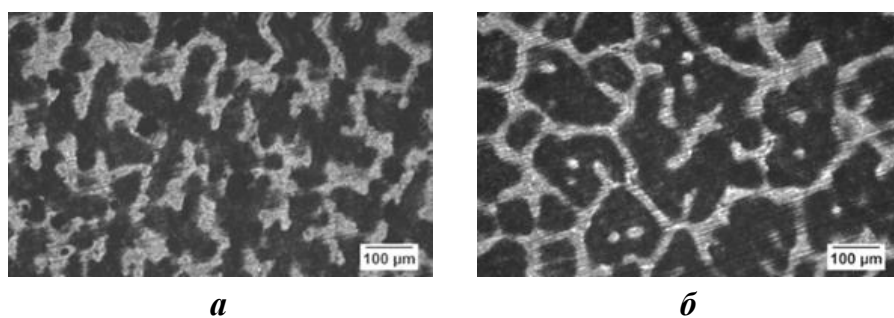


б

**Рис.24.** Фрагменти дифрактограм литої сталі 4X4H5M4Ф2 після відпуску з накладенням розрахункових піків по Гаусу, Войту та Лоренцу за температурою відпуску: **a** – 280 °C, пік (211); **б** – 360 °C, пік (220)



**Рис.25.** Зміна параметру кристалічної ґратки мартенситу в залежності від температури відпуску литої сталі 4X4H5M4Ф2

**Рис.26.**

Мікроструктури досліджуваної литої сталі 4Х4Н5М4Ф2 після відпуску за температури:  
а – 475 °С; б – 490 °С

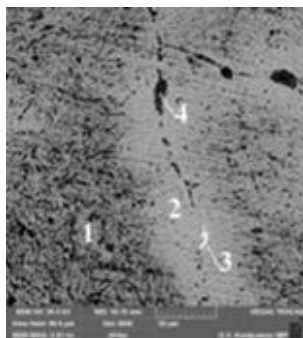
Таблиця 15

Локальний хімічний склад у позначених точках, параметри субструктури та механічні властивості за кімнатної температури литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, заготована за температури 1100±5 °С при різних температурах відпуску

Т, °С	Легуючі елементи (мас., %)					Рис.27	Параметри субструктури		Механічні характеристики (середнє значення)		
	Ni	V	Mo	Cr	Fe		а, нм	Фаза	HRC	σ <sub>в</sub> , МПа	КС, кДж/м <sup>2</sup>
*Т1	0,23	<b>13,43</b>	<b>68,47</b>	<b>10,27</b>	7,60	-	0,28823	М <sub>6</sub> С	54...55	1200...1230	250...270
	5,04	1,76	2,82	3,61	86,77	-	0,28823	-	54...55	1200...1230	250...270
**Т1						-	-	-	-	-	380...410
*Т2	4,58	1,31	2,45	3,37	87,61	точка 1	<b>0,28843</b>	-	55...56	1230...1250	120...180
	4,58	1,29	5,51	4,43	83,48	точка 2	<b>0,28843</b>	-	55...56	1230...1250	120...180
	1,54	<b>8,15</b>	<b>49,67</b>	<b>7,51</b>	33,13	точка 3	<b>0,28843</b>	М <sub>6</sub> С	55...56	1230...1250	120...180
	0,16	<b>86,72</b>	4,36	3,53	5,23	точка 4	<b>0,28843</b>	МС	55...56	1230...1250	120...180
**Т2						-	-	-	-	-	280...320
*Т3	2,79	<b>6,33</b>	3,97	4,34	43,67	-	0,28840	МС	56...57	1360...1380	270...300
	0,52	<b>2,07</b>	<b>62,96</b>	<b>10,22</b>	14,24	-	0,28840	М <sub>6</sub> С	56-57	1360...1380	270...300
**Т3						-	-	-	-	-	450...470

Примітки: Т – температура відпуску; \*Т1 – температура відпуску 450 °С; \*Т2 – температура відпуску 475 °С; \*Т3 – температура відпуску 500 °С; \*\*Т1 – температура відпуску 590 °С та наступним нагрівом 450 °С; \*\*Т2 – температура відпуску 590 °С та наступним нагрівом 475 °С; \*\*Т3 – температура відпуску 590 °С та наступним нагрівом 500 °С; а – параметр кристалічної ґратки

зразків, після відпуску, були встановлені типи карбідних фаз у структурі металу: білі ділянки складної форми відповідали карбідам М<sub>6</sub>С (точка 3, рис. 27; табл. 15), а чорні ділянки складної форми – МС (точка 4, рис. 27; табл. 15). Можна стверджувати, що карбідна фаза МС (окрім М<sub>6</sub>С) була присутня у структурі металу до проведення термічної обробки (гартування) сталі.



**Рис.27.** Електронна структура литої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержаної за ЕШКЛ, гартована за температури  $1100\pm 5$  °С та відпуском за температури 475 °С:

- 1 – точка 1;
- 2 – точка 2;
- 3 – точка 3;
- 4 – точка 4

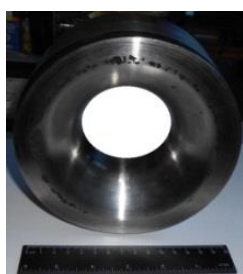
За температури відпуску від 450 до 475 °С параметр кристалічної ґратки сталі збільшувався від 0,28823 до 0,28843 нм (№ 4 та № 6 табл. 14, 15). Це підтверджується тим, що відбувається утворення твердого розчину заміщення (хімічна формула фази  $\text{Fe}_{0,93}\text{Ni}_{0,056}$ ). Легуючий елемент Ni призводить до затримання процесів коагуляції з виділенням карбідної фази типу  $\text{M}_6\text{C}$  на межах зерен у твердому розчині, до зниження ударної в'язкості ( $120\text{...}180$  кДж/м<sup>2</sup>, табл. 15) та до підвищення крихкості сталі. Максимальне значення параметру «а» кристалічної ґратки (0,28843 нм, табл. 15) підтверджує максимальну насиченість твердого розчину на основі системи Fe-C. Також було встановлено, що при різних температурах відпуску (450...500 °С) був виявлений рівномірний розподіл заліза та нікелю по матриці. Параметр кристалічної ґратки поступово зменшується до 0,28840 нм (табл. 15) при температурі відпуску 475...500 °С, а ударна в'язкість та границя міцності збільшується до  $270\text{...}300$  кДж/м<sup>2</sup> та  $1360\text{...}1380$  МПа, відповідно (табл. 15). Відпускна не обернена крихкість сталі не спостерігається вище температури 500 °С.

В роботі було встановлено, що параметри кристалічної ґратки зменшуються за оптимальної температури відпуску сталі  $590\pm 5$  °С (№ 3 та № 5, табл. 14). Після нагріву гартованої литої сталі до 475 °С ударна в'язкість є вищою на  $50$  кДж/м<sup>2</sup>, а границя плинності більша на  $200$  МПа у порівнянні із сталлю деформованою (№ 3 та № 12, табл. 14).

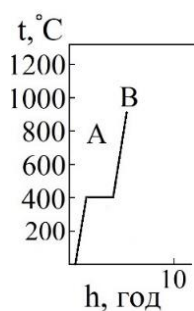
Встановлено, що при підвищенні робочої температури  $> 630$  °С у дослідженій деформованій сталі вуглець виділяється з мартенситу у вигляді ромбічного карбїду типу  $\text{Me}_7\text{C}_3$  з періодами ґратки  $a = 0,4537$  нм;  $b = 0,6892$  нм;  $c = 1,191$  нм, що супроводжується зниженням її твердості ( $< 40$  HRC), міцності та опору плинності (№ 14, табл. 14). Для литої сталі після нагріву до 650 °С фаза типу  $\text{Me}_7\text{C}_3$  у структурі металу відсутня, що супроводжується підвищенням її твердості до 40 HRC (№ 9, табл. 14). Також границя плинності (при нагріву зразків) литої сталі за температур  $630\text{...}650$  °С є підвищеною у порівнянні з деформованою (№ 7, № 8 та № 9 проти № 13, № 14, № 15, табл. 14). Таким чином, досліджену литу сталь 4Х4Н5М4Ф2 можна пропонувати для інструмента (матриці) гарячого деформування міді. Використовувати сталь (матриці), які піддають циклічним ударним навантаженням є недоцільно.

**Шостий розділ.** На підприємстві ПАТ «Артемівський завод з обробки кольорових металів», м. Бахмут, Україна, використовували для штампового інструменту матриці із деформованої сталі марки 3Х3М3Ф за ГОСТ 5950–2000 (аналог

H10 за ASTM, США). Така сталь застосовується для виготовлення матриць для гарячого деформування на кривошипних пресах і горизонтально-кувальних машинах. Як правило, дрібний інструмент з цієї сталі в процесі роботи піддається інтенсивному охолодженню. Також ця сталь використовується для виготовлення прес-форм для лиття під тиском мідних сплавів. Для заміни деформованої сталі марки 3Х3М3Ф була виготовлена лита сталь 4Х3Н5М3Ф, з якої були виготовлені матриці для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 (аналог С70400, США) для виготовлення труб діаметром  $\varnothing 67 \pm 0,1$  мм (рис. 28 а). В якості вихідної заготовки використовувався зливочок із мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1, діаметром  $\varnothing 220$  мм, довжиною 370 мм, вагою 120 кг. Для того, щоб забезпечити роботу в інтервалі температур 900...950 °С, і при цьому інструмент із литої сталі 4Х3Н5М3Ф працював в аустенітній області, було встановлено, що необхідно здійснити попередній нагрів матриці до температур 400...450 °С (рис. 28 б).



а



б

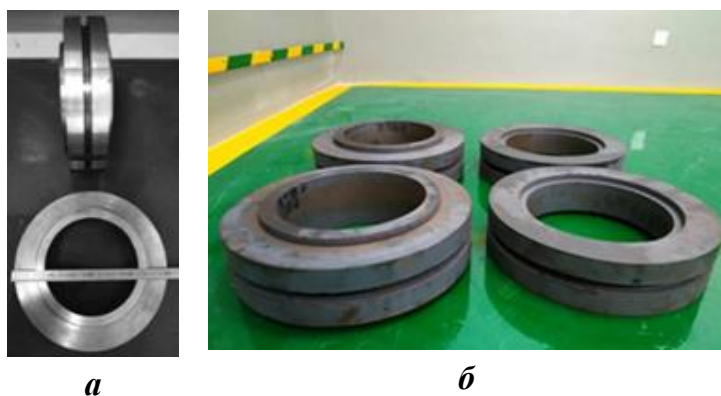
**Рис.28.** Експлуатація інструменту:  
**а** – матриця із литої сталі 4Х3Н5М3Ф, після гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1 (ПАТ «Артемівський завод з обробки кольорових металів», м. Бахмут, Україна);  
**б** – розігрів матриці з штампової сталі в процесі експлуатації для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву

Порівняльний аналіз матриць для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву МНЖ 5-1 при виготовленні труб показав, що термін експлуатації литої сталі 4Х3Н5М3Ф підвищився у три рази, у порівнянні з деформованою сталлю 3Х3М3Ф, одержаною за ТТЛВ. Крім того, загальна стійкість матриці із литої сталі з РАПЕ підвищилася у 6 разів за рахунок подальшого її використання для виготовлення труб більшого діаметру, шляхом розточування отвору матриці і проведення термічної обробки (відпалу, гартування та відпуску).

Для виготовлення дослідно-промислової партії матриць для гарячого деформування міді марки М1 (ГОСТ 859–2014) використовували установку електрошлакового кокільного лиття на підприємстві ТОВ «Спецлитъ» (м. Дніпро, Україна). Отримані зливки (маса одного зливка становило 100 кг) із сталі 4Х3Н5М3Ф. Під час виплавки ЕШКЛ для виготовлення дослідної сталі використовувати лігатуру системи Fe–Ni–Mo–V–Mn і відходи штампової сталі марки 4Х5МФ1С. Лігатуру системи Fe–Ni–Mo–V–Mn виплавляли в індукційній печі і розливали в кокіль, в результаті чого були отримані зливки масою 25 кг. Гаряче деформування міді проводили за температури вище 600 °С. Тоді як раніше на цьому підприємстві використовували штамповий інструмент (матриці) зі сталі марки 4Х5МФ1С за



ГОСТ 5950-2000. У процесі роботи було використано матрицю для гарячого деформування міді марки М1 та одержані шини шириною 60 мм. Порівняльна характеристика показала, що при дослідно-промисловому випробуванні штампового інструменту у вигляді матриці з литої дослідженої сталі ресурс експлуатації підвищився у чотири рази, у порівнянні з деформованою сталлю 4Х5МФ1С, яка використовувалась на цьому підприємстві. Особливістю волочіння міді на устаткуванні підприємства з використанням матриці штампового інструменту із деформованої сталі 4Х5МФ1С є те, що в разі появи домішок інших металів відбувається різке збільшення температури, яке впливає на матеріал матриці штампової сталі, на її поверхні утворюються мікротріщини. Це призводить до передчасного виходу з ладу штампового інструменту. Використовуючи розроблену сталь з РАПЕ, вдається уникнути появи такого виду браку штампового інструменту, тому що структура матеріалу дозволяє стабільно його використовувати при більш високих температурах. Саме таку, тільки деформовану (кування за температури  $1160 \pm 20$  °С) досліджену сталь з РАПЕ, одержану ЕШКЛ з проведенням відпалу при  $750 \pm 20$  °С, механічній обробці, гартування при  $1100 \pm 5$  °С з охолодженням в олив'ї та подальшою шестигодинною ізотермічною витримкою на відпуск  $590 \pm 10$  °С, застосували для 47 та 59 кілограмових коліс (екструдерів), *рис. 29 а, б*. Після експлуатації деталей для гарячого деформування міді марки М1 (ГОСТ 859–2014) з деформованої (кованої) сталі 4Х4Н5М4Ф2 та деформованої (кованої) сталі Н13, що були досліджені в компанії «Futec Co., Ltd.» (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР), з матриць яких були вирізані зразки та визначені їх властивості. У екструдерах з деформованої сталі Н13 виявили мікро- та макротріщини, тоді як для деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 розгарні тріщини відсутні при виготовленні > 60 тон виробів з міді. Дифрактограма сталі Н13 (аналог 4Х5МФ1С за ГОСТ 5950–2000)



**Рис.29.** Деталі (колеса екструдера), масою 47 та 59 кг, розміри діаметром 400 мм, товщиною 90 та 120 мм із деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2, виготовлено за компанією «Futec Co., Ltd.» (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР): *а* – механічно - оброблена деталь після відпалу;

*б* – після гартування та відпуску

аналогічна до досліджуваної сталі після їх експлуатації, проте період її ґратки значно менший ( $a = 0,2870$  нм) (№ 2, табл. 16). Аналіз параметрів субструктури показав, що під час відпалу деформованої дослідженої сталі розмір кристалітів зростає, а спотворення кристалічної ґратки зменшується (№ 1, табл. 10). Після її гартування спостерігали дрібні кристаліти (завбільшки  $\sim 25$  нм) при суттєвій дефектності

структури (№ 2, табл. 10). Встановлено, що після експлуатації екструдерів з деформованої дослідженої сталі розмір кристалітів збільшується (у півтора рази) та спотворюється кристалічна ґратка, у порівнянні з гартованою сталлю перед її експлуатацією (№ 2, табл. 10, № 1, табл. 16). Слід зазначити, що порівнювана з аналізованим матеріалом деформована сталь Н13 після експлуатації має ще більші розміри кристалітів за фактично таких же спотворень кристалічної ґратки (№ 2, табл. 16).

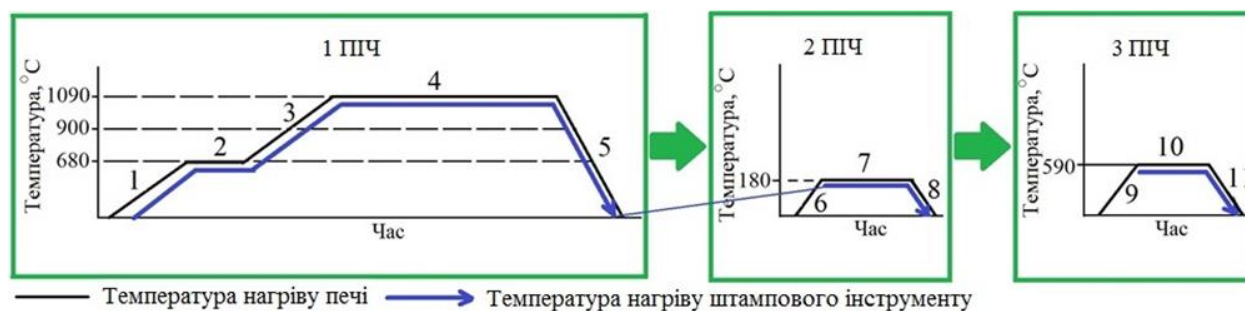
Таблиця 16

Параметри фазово-структурних складових та механічні властивості за кімнатної температури деформованих сталей залежно від режиму термічної обробки

№	Фазовий склад	Характеристики елементів субструктури $\alpha$ -Fe			Механічні властивості		
		$D$ , нм	$\Delta a/a$	$a$ , нм	HRC	$\sigma_b$ , МПа	КС, кДж/см <sup>2</sup>
1	$\alpha$ -Fe	<b>52,7</b>	0,0031	<b>0,2879</b>	<b>47...48</b>	<b>1580...1640</b>	<b>900...1400</b>
2	$\alpha$ -Fe	<b>65,1</b>	0,0029	<b>0,2870</b>	<b>41...42</b>	<b>1350...1400</b>	<b>2500...2600</b>

Примітки: **№ 1** – деформована сталь 4Х4Н5М4Ф2; **№ 2** – деформована сталь Н13 (аналог 4Х5МФ1С); **№ 1** та **№ 2** – після експлуатації виробу;  $D$  – розмір областей когерентного розсіювання;  $\Delta a/a$  – спотворення ґратки;  $a$  – параметр кристалічної ґратки

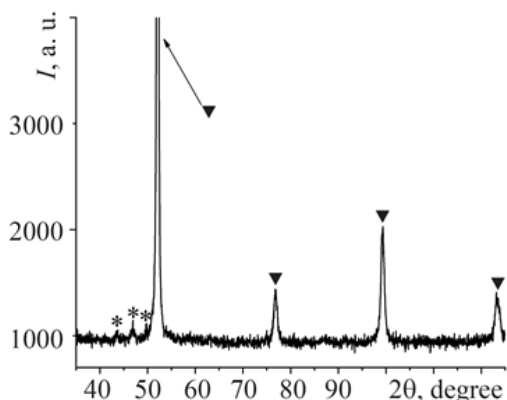
Запропонований розроблений режим термічної обробки (рис. 30), що проводилось в компанії «Dazhong» (повітове місто Нінхай, провінція Чжецзян, КНР) дає змогу успішно експлуатувати деформовану сталь 4Х4Н5М4Ф2 за температури < 630 °С (нижчої за критичну температуру  $A_{c1}$ ).



**Рис.30.** Технологічна схема термічної обробки деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2:

- 1, 2 – швидкість нагріву до 10 °С/хв.; 2 – температура 670...680 °С ізотермічна витримка 120 хв.;
- 3, 4 – швидкість нагріву до 10 °С/хв.; 4 – температура 1090...1100 °С ізотермічна витримка 180 хв.;
- 5 – охолодження в оливі;
- 6, 7 – нагрів до температури 180 °С, 7 – температура 160...180 °С ізотермічна витримка 120 хв.;
- 8 – охолодження в печі;
- 9, 10 – нагрів до температури 590 °С;
- 10 – температура нагріву 590...600 °С ізотермічна витримка 180 хв.;
- 11 – охолодження на повітрі

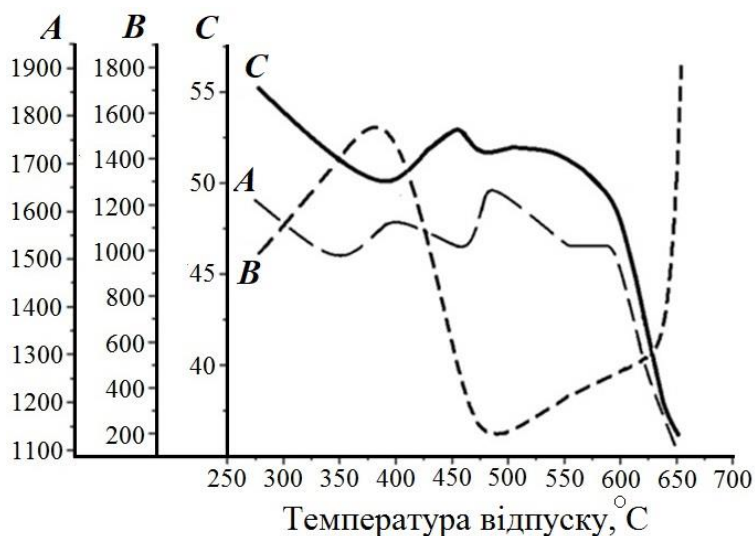
При підвищенні робочої температури до 640 °С та вище у дослідженій сталі за таким режимом термічної обробки, вуглець виділяється з мартенситу у вигляді ромбічного карбїду типу  $Me_7C_3$  з періодами ґратки  $a = 0,4537$  нм;  $b = 0,6892$  нм;  $c = 1,191$  нм (рис. 31), що супроводжується зниженням твердості (нижче 40 HRC за кімнатної температури) та міцності сталі (№ 14, № 15, табл. 14). Колеса екструдери з дослідженої деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 в процесі гарячого деформування міді не перегрівались вище температури 630 °С.



**Рис.31.** Дифрактограма деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2, одержана ЕШКЛ та деформаційною обробкою за режимом: кування 1060±20 °С, відпал 750±20 °С (ізотермічна витримка 2 год.), гартування 1100±5 °С, відпуск 590±5 °С (ізотермічна витримка 4 год.), відпуск 640±5 °С (ізотермічна витримка 2 год.).

\* –  $Me_7C_3$ , ▼ – мартенсит ( $\alpha$ -Fe)

Показано, що за температури відпуску 630 °С твердість деформованої сталі знижується і, становить 40 HRC (після гартування 1100±5 °С та відпуску 590±5 °С), а також після гартування 1100±5 °С, відпуску 590±5 °С з наступним нагрівом інструменту до температури 630 °С при якому твердість становила 40 HRC, границя міцності до 1300 МПа та ударної в'язкості до 600 кДж/м<sup>2</sup> (рис. 32). Встановлено, що міцність та твердість дослідженої деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 були вищими ніж у деформованої сталі Н13, але ударна в'язкість дослідженої деформованої сталі виявилась нижчою, табл. 17.



**Рис.32.** Залежність механічних властивостей за кімнатної температури деформованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 від термічної обробки: гартування за температури 1100±5 °С, відпуск 590±5 °С, наступний нагрів (відпуск) за температур від 275 до 650 °С: **A** – границя міцності, МПа; **B** – ударна в'язкість, кДж/м<sup>2</sup>; **C** – твердість, HRC

Механічні властивості сталей після експлуатації коліс екструдерів для гарячого деформування міді М1

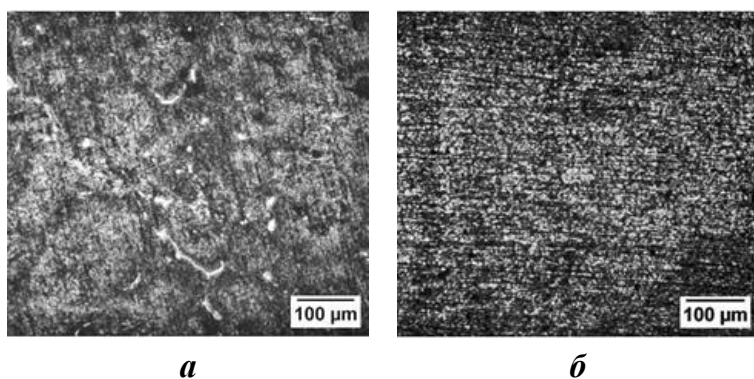
Марка сталі	$\sigma_b$ , МПа	КС, кДж/м <sup>2</sup>	HRC
H13 (деформована) *	1350...1400	2500...2600	41,5...42,5
4X4H5M4Ф2 (деформована)	<b>1580...1640</b>	900...1400	<b>47,5...48,5</b>

Примітка: \* – H13 (ASTM), аналог сталі 4X5MФ1С за ГОСТ 5950–2000

Для литої сталі 4X4H5M4Ф2 вдалося застосувати гаряче деформування алюмінієвого сплаву. Після експлуатації матриці з литої сталі 4X4H5M4Ф2 не перегрівалися вище температури 460 °С (початок відпускнуї крихкості), оскільки була занижена мікротвердість мартенситу відпуску у порівнянні з еталонним зразком (гартування 1100±5 °С, відпуск 595±5 °С, нагрів в інтервалі температури відпускнуї крихкості 460...500 °С). Відповідно до оптимізації термічної обробки (відпал, гартування та відпуск) литої сталі 4X4H5M4Ф2 були виготовлені матриці для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч у корпорації „New Material Technology Co., Ltd. (м. Куньшань, провінція Цзянсу, КНР), *рис. 33*. Після експлуатації матриць було проведено порівняння структур дослідженої литої сталі 4X4H5M4Ф2 та деформованої сталі H13 (аналог 4X5MФ1С), яка була деформована та її поверхневий шар якої був азотований на глибину до 300 мкм (*рис. 34 а, б*) для гарячого пресування алюмінієвого сплаву марки АК7ч. Структура дослідженої сталі (одержаної за допомогою ЕШКЛ) з робочої матриці складалася з крупних зерен (більше 100 мкм), по межах яких спостерігалось виділення карбідної складової (*рис. 34 а*). Структура деформованої сталі 4X5MФ1С з робочої матриці складалася з дрібних зерен (менше 10 мкм) і не виявлено карбідну складову (*рис. 34 б*). Ударна в'язкість деформованої сталі 4X5MФ1С була вищою, ніж у дослідженої сталі, але її теплостійкість була нижчою приблизно на 2 HRC. Незважаючи на такі механічні властивості, матриці з дослідженої сталі за працездатністю знаходилися на одному рівні з деформованою та азотованою сталлю 4X5MФ1С.

**Рис.33.** Матриці із литої сталі 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч в корпорації New material technology Co., Ltd.» (м. Куньшань, провінція Цзянсу, КНР)





**Рис.34.** Мікроструктури сталей після експлуатації матриць:  
**а** – лита сталь 4Х4Н5М4Ф2;  
**б** – деформована та азотована сталь Н13 (ASTM), аналог сталі 4Х5МФ1С за ГОСТ 5950–2000

### ОСНОВНІ ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі вирішена важлива науково-технічна проблема – розроблена сталь з РАПЕ з пониженою критичною температурною точкою  $A_{c1}$  для екстремальних температурно-силових режимів експлуатації (матриці, колеса екструдерів та інше), з підвищеними експлуатаційними властивостями інструменту без легування сталі дорогокоштуючими легуючими компонентами.

1. Внаслідок проведення великої кількості досліджень, що були присвячені сталям з регулюванням аустенітного перетворення під час експлуатації, були сформульовані основні вимоги до структури сталі, – а саме забезпечення механізму регулювання аустенітного перетворення, що відбувається через легування нікелю, який, розчиняючись в залізі, знижує температуру поліморфного перетворення та розширює температурний інтервал існування  $\gamma$ -Fe, що дає змогу зберегти аустенітну структуру впродовж усього періоду високотемпературної експлуатації інструменту.

2. Побудовано діаграму ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту у сталі 4Х4Н5М4Ф2, яка дала можливість встановити оптимальний режим термічної обробки з одержанням перліто-сорбідної структури при відпалі та мартенситної структури при наступному гартуванні.

3. Побудовано діаграму фазового стану для сталі марки 4Х4Н5М4Ф2 у середовищі „CALPHAD„ за умови термодинамічної рівноваги, яка дозволила встановити межі термодинамічно-рівноважного існування аустеніту та спрогнозувати наявність різних фаз у сталі, їх кількість та температурний інтервал існування, яке враховує як термодинамічні показники (енергія Гіббса), так і властивості відповідного класу сталей, зосереджених у відповідних пакетах даних.

4. Встановлено, що при введенні у хімічний склад сталі 3Х3М3Ф добавок нікелю (4Х3Н5М3Ф) вдалось знизити критичну температуру  $A_{c3}$ , що разом з попереднім нагрівом штампного інструменту до температури 400...450 °С дало можливість, в процесі експлуатації при гарячому деформуванні мідно-нікелевих сплавів, досягти розігрів у робочій частині матриці вище критичної точки  $A_{c3}$ , при цьому сталь мала аустенітну структуру і відносилась до сталей з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації.

5. За результатами високотемпературного Х-променевого фазового аналізу було встановлено нелінійну залежність збільшення вмісту аустеніту у сталі марки 4Х3Н5М3Ф від кімнатної температури до 800 °С, яким відповідають 2,7 та 90 %

аустеніту. Одержана залежність мала високий коефіцієнт детермінованості  $R^2 = 0,98$ , близької до закону Арреніуса.

6. Були встановлені критичні температурні точки сталі марки 4X3H5M3Ф ( $A_{c1} = 700 \pm 10$  °C,  $A_{c3} = 840 \pm 10$  °C,  $A_{r1} = 230 \pm 20$  °C та  $A_{r3} = 380 \pm 20$  °C) та було рекомендовано проводити неповний відпал між критичними точками  $A_{c1}$  та  $A_{c3}$  (температура  $750 \pm 20$  °C), при якому відбувся процес часткової перекристалізації, внаслідок чого утворилася кулеподібна карбідна складова у структурі металу, яка забезпечила підвищення ударної в'язкості та полегшила механічну обробку сталі.

7. Підвищення теплостійкості сталі 4X4H5M4Ф2 забезпечувалося підвищенням температури гартування до температури початку первинної рекристалізації (1110 °C), при якій в аустеніті розчинилася більша кількість карбідної фази типу  $M_{23}C_6$  і при наступному відпуску ця карбідна фаза менше виділялася та коагулювала.

8. За результатами дилатометричних досліджень була показана роль нікелю у підвищенні розгаростійкості штампової сталі за рахунок зменшення коефіцієнту термічного розширення при переході від мартенситу до аустеніту під час нагрівання загартованої сталі.

9. За рахунок введення до 5 % нікелю у хімічний склад литої сталі (без додавання мангану та мікролегування азотом) 4X3H5M3Ф, вдалось забезпечити існування аустенітної структури в інтервалі експлуатаційних температур 900...950 °C при гарячому деформуванні мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1, що призвело до підвищення стійкості інструменту у три рази, у порівнянні з матрицями з деформованої сталі марки 3X3M3Ф, яка використовувалась на виробництві.

10. Було встановлено, що виникнення оберненої відпускнуї крихкості деформованої сталі 4X4H5M4Ф2, пов'язане із утворенням на межах зерен карбідної фази типу  $M_7C_3$ , при наявності якої знижується твердість нижче 40 HRC при відпуску за температури вище 630 °C і за цим механізмом відбувається її розміцнення.

11. Було встановлено, що досліджене явище виникнення необерненої відпускнуї крихкості литої сталі 4X4H5M4Ф2, яке полягало у формуванні твердого розчину заміщення (хімічна формула фази  $Fe_{0,93}Ni_{0,056}$ ) та показано, що легуючий елемент Ni призводив до затримки процесів коагуляції карбідної фази типу  $M_6C$  на межах зерен.

12. В результаті проведених досліджень було досягнуто скорочення енергоємних режимів термічної та деформаційної обробок, які використовували для штампових сталей підвищеної теплостійкості та в'язкості традиційного способу виробництва, а саме відмова від проведення дифузійного відпалу за температури  $1100 \pm 20$  °C та кування заготовок за температури  $1170 \pm 20$  °C і розробка режиму відпалу за температури  $750 \pm 20$  °C, що дозволило якісно підготувати сталь до механічної обробки.

13. Був скорегований хімічний склад литої сталі 4X4H5M4Ф2 і розроблені режими її термічної обробки, що дозволило підвищити теплостійкість при одержанні виробів гарячим деформуванням (волочіння) міді за робочих температур  $< 650$  °C.

14. Розроблені режими кінцевої термічної обробки (гартування та відпуск) литої сталі марки 4X4H5M4Ф2 дали змогу гарантувати відсутність необерненої відпускнуї крихкості та успішно експлуатувати матриці для гарячого деформування алюмінієвого

сплаву марки АК7ч за робочої температури < 450 °С. А також розроблені режими термо-деформаційної обробки сталі марки 4Х4Н5М4Ф2 дали змогу гарантувати відсутність оберненої відпускнуї крихкості та успішно експлуатувати крупно-габаритні деталі, у вигляді коліс екструдерів, за робочих температур гарячого деформування міді марки М1 (< 630 °С).

15. Враховуючи одержані (наведені вище) результати було розроблено технологію виготовлення матриць із сталі з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, які мали підвищений ресурс експлуатації в широкому інтервалі робочих температур – вище критичної точки  $A_{c3}$  (850 °С) для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву та нижче критичної точки  $A_{c1}$  (700 °С) для гарячого деформування міді та алюмінієвого сплаву.

### СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

*Статті в журналах, включених до міжнародних наукових баз (Scopus, Chemical Abstracts Service and Country Rank).*

1. Гогаєв К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К., Карпець М.В., Пятачук С.Г. Структура та властивості загартованої сталі 40Х3Н5М3Ф, одержаної електрошлаковим перетопленням за високих температур // *Металлофізика и новейшие технологии* – 2015. т. 37. № 12. – С. 1653-1661.

<http://dspace.nbuiv.gov.ua/handle/123456789/112459> (Особистий внесок здобувача: проведення термічної обробки, аналіз отриманих даних, пошук і аналіз літературних даних, написання тексту статті).

2. Bykov O. X-Ray Analysis of Features of Both Crystalline Structure of Main Phases Formation and Properties of 4Kh4N5M4F2 Steel (RATE Steel) at Handling / O. Bykov, O. Sydorчук, L. Myroniuk, D. Myroniuk, H. Shvedova, V. Konoval, S. Korichev, A. Pozniy // *Metallophysics and Advanced Technologies* – 2021. Vol. 43. No. 11. – P. 1523-1536.

<https://doi.org/10.15407/mfint.43.11.1523> (Особистий внесок здобувача: проведення термічної обробки, проведення експериментальних металографічних досліджень, аналіз отриманих даних).

3. Gogaev K. Die steel with regulated austenitic transformation for hot deformation of copper-nickel alloy / K. Gogaev, O. Sydorчук // *Science and Innovation* – 2022. Vol. 18. No. 11. – P. 23-27.

<https://doi.org/10.15407/scine18.03.023> (Особистий внесок здобувача: розробка режимів відпалу сталі, проведення кінцевої термічної обробки, проведення експериментальних металографічних досліджень, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

4. Sydorчук O. Structure and properties of forged steel with regulated austenite transformation / O. Sydorчук, O. Myslyvchenko, K. Gogaev, Ye. Hongguang // *Materials Science* – 2022. V. 58. – P. 119-125.

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11003-022-00639-1> (Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки сталі, визначення механічних

*властивостей, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).*

5. Gogaev K. The Influence of operating conditions on the structure and mechanical properties of die 4Kh4N5M4F2 steel / K. Gogaev, **O. Sydorчук**, O. Myslyvchenko, Y. Yevych, Ye. Hongguang // Materials Science. – 2023. V. 59. – P. 158-162.

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11003-024-00757-y> (Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки сталі, визначення механічних властивостей, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій)

6. **Sydorчук O.** Tempering brittleness of die 4Kh4N5M4F2 steel / O. Sydorчук, K. Gogaev, O. Radchenko, M. Askerov, V. Bondarchuk // Materials Science. – 2024. V. 59. – P. 644-647.

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11003-024-00822-6> (Особистий внесок здобувача: проведення термічної обробки сталі, проведення експериментальних досліджень, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

**Публікацій, що входять до переліку фахових видань України.**

7. **Сидорчук О.М.** Фазово-структурний стан сталі 40Х3Н5М3Ф в процесі перекристалізації // Современные проблемы физического материаловедения. Труды Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины. Серия “Физико-химические основы технологии порошковых материалов”, Киев – 2013. Выпуск 22. – С. 186-188 (Особистий внесок здобувача: проведення оптимізації режимів термічної обробки сталі, проведення експериментальних досліджень, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

8. Гогаєв К.О. Штампова сталь для гарячого деформування з регульованим аустенітним перетворенням, одержана електрошлаковим литтям / К.О. Гогаєв, **О.М. Сидорчук**, О.К. Радченко, А.А. Мамонова, О.Ю. Коваль, В.В. Лук’яничук // Металознавство та обробка металів – 2014. № 1. – С. 40-45 (Особистий внесок здобувача: дослідження структури сталі в литому стані та після термічної обробки, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

9. Гогаєв К.О. Технологія виготовлення штампової сталі 40Х3Н5М3Ф для гарячого деформування / К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, **О.М. Сидорчук**, В.В. Лук’яничук // Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ – 2015. С. 669-672 (Особистий внесок здобувача: виготовлення інструменту для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій).

10. Гогаєв К.О. Інструментальні штампові сталі для гарячого деформування / К.О. Гогаєв, **О.М. Сидорчук**, О.К. Радченко // Металознавство та обробка металів – 2016. № 3. – С. 18-24 (Особистий внесок здобувача: написання тексту статті).



11. Гогаєв К.О. Дослідження режимів термічної обробки штампової сталі 4Х3Н5М3Ф / К.О. Гогаєв, **О.М. Сидорчук**, О.К. Радченко, В.В. Лук'янчук, Г.Г. Орел // *Современные проблемы физического материаловедения. Труды института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины. Серия "Физико-химические основы технологи порошковых материалов"*, Киев – 2016. Выпуск 25. С. – 105-108 (*Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки сталі, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

12. Гогаєв К.О. Розробка наукових і технологічних основ виготовлення формотворного штампового інструменту на основі створення і використання нових перспективних сталей і ливарно-деформаційних методів їх обробки / К.О. Гогаєв, О.П. Ласконев, О.К. Радченко, Л.Р. Дудецкая, **О.М. Сидорчук** // *Анотований збірник проектів спільного конкурсу ДФФД-БРФФД.* – К.: Академперіодика, 2017. – С. 125-128 (*Особистий внесок здобувача: написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

13. **Сидорчук О.М.** Підвищення теплостійкості та властивостей штампової сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації / О.М. Сидорчук, Д.В. Миронюк, О.К. Радченко, К.О. Гогаєв, Є. Хонггуанг // *Металознавство та обробка металів* – 2019. № 2. – С. 19-25 (*Особистий внесок здобувача: підвищення теплостійкості литої сталі, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

14. **Сидорчук О.М.** Термічна обробка штампової сталі підвищеної стійкості / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, Л.А. Миронюк, Д.В. Миронюк // *Металознавство та обробка металів* – 2020. № 2. – С. 29-37. (*Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки литої сталі, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

15. **Сидорчук О.М.** Штампова кована сталь 4Х4Н5М4Ф2 підвищеної стійкості / О.М. Сидорчук, Л.А. Миронюк, Д.В. Миронюк, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко // *Металознавство та обробка металів* – 2020. № 4. – С. 3-11. (*Особистий внесок здобувача: розробка режимів термічної обробки деформованої сталі, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

16. **Сидорчук О.М.** Литая сталь з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, одержана електрошлаковим переплавом / О.М. Сидорчук, А.А. Мамонова, В.В. Лук'янчук, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, Л.А. Миронюк, В.П. Коновал, Г.Л. Шведова, Д.В. Миронюк // *Успіхи матеріалознавства* – 2020. № 1. – С. 77-85. (*Особистий внесок здобувача: дослідження структури сталі в литому стані, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

17. **Сидорчук О.М.** Властивості штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2 для гарячого деформування кольорових металів та сплавів // *Вісник Вінницького політехнічного інституту* – 2021. № 1. – С. 108-112 (*Особистий внесок здобувача: визначення механічних властивостей сталі та проведення дослідно-промислових випробувань інструменту зі сталі з РАПЕ для гарячого деформування міді, алюмінію та їх сплавів, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

18. **Сидорчук О.М.** Вплив термічної обробки на штампову сталь 4X4H5M4Ф2 та встановлення її фізико-механічних властивостей // Вісник Національного технічного університету «ХПІ», серія “Нові рішення в сучасних технологіях” – 2021. №1. – С. 34-38 (*Особистий внесок здобувача: визначення фізико-механічних властивостей литої та деформованої сталі, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

19. **Сидорчук О.М.** Сталь з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації // Металознавство та обробка металів – 2021. № 2. – С. 47-53 (*Особистий внесок здобувача: аналіз отриманих даних, написання тексту статті*).

20. **Сидорчук О.М.** Одержання трубних заготовок з мідно-нікелевого сплаву МНЖ5-1 при використанні інструменту з штампової сталі регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет. – 2021. № 1. – С. 23-28 (*Особистий внесок здобувача: проведення дослідно-промислових випробувань інструменту зі сталі з РАПЕ для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

21. **Сидорчук О.М.** Литя штампова сталь 4X4H5M4Ф2 для прес-форм гарячого пресування міді М1 та алюмінієвого сплаву АК7ч // Успіхи металознавства – 2021. № 1. – С. 54-62 (*Особистий внесок здобувача: проведення дослідно-промислових випробувань інструменту з штампової сталі для гарячого деформування міді та алюмінієвого сплаву, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

22. **Сидорчук О.М.** Відпускна крихкість штампової литої сталі 4X4H5M4Ф2 / О.М. Сидорчук, О.І. Биков, А.П. Позній // Металознавство та обробка металів – 2021. – № 3. – С. 57-61 (*Особистий внесок здобувача: визначення температурного інтервалу необерненої відпускної крихкості сталі та встановлення причини її виникнення, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

23. **Сидорчук О.М.** Технологічні основи виготовлення інструменту з штампової сталі 4X3H5M3Ф // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет – 2021. № 2. – С. 17-20 (*Особистий внесок здобувача: проведення дослідно -промислових випробувань інструменту з литої штампової сталі для гарячого деформування міді, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

24. **Сидорчук О.М.** Штампова сталь для гарячого деформування міді // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет. – 2022. № 1. – С. 49-52 (*Особистий внесок здобувача: проведення дослідно-промислових випробувань інструменту з деформованої штампової сталі для гарячого деформування міді, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

25. **Сидорчук О.М.** Штампова сталь 4X4H5M4Ф2 (без технології кування) для гарячого деформування алюмінієвого сплаву // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет – 2022. № 2 –

С. 46-49 (*Особистий внесок здобувача: проведення дослідно-промислових випробувань інструменту з литої штампової сталі для гарячого деформування алюмінієвого сплаву, аналіз отриманих даних, написання тексту статті та підготовка ілюстрацій*).

### **Патенти.**

26. Гогаєв К.О. Спосіб термічної обробки сталі для гарячого пресування / К.О. Гогаєв, **О.М. Сидорчук**, О.К. Радченко, В.В. Лук'янчук // Патент, № 94746, Україна UA, МПК С21D 8/00. – опубл. 25.11.2014.

27. Гогаєв К.О. Штампова сталь / К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, **О.М. Сидорчук**, Д.В. Миронюк // Патент, № 141447, Україна UA, МПК С22С 38/00. – опубл. 10.04.2020.

### **Праці, які свідчать про апробацію матеріалів дисертації.**

28. **Sydorchuk O.M.** The new tool steel for warm die forming of Al and Cu alloys / O. Sydorchuk, D. Myroniuk, Hongguang Ye, G. Bagliuk // 10th International conference «Advanced materials and technologies: From idea to market», Ninghai, China – 2018. – Oct. 24-26, P. – 52 (Очна участь).

29. **Sydorchuk O. M.** The manufacture of die-casting tool for mold casting of copper and copper alloys / O. Sydorchuk, D. Myroniuk, Hongguang Ye, G. Bagliuk // 10th International conference «Advanced materials and technologies: From idea to market», Ninghai, China – 2018. – Oct. 24-26, P. – 139 (Очна участь).

30. **Сидорчук О.М.** Штампова сталь для гарячого деформування кольорових металів та сплавів. Тез. допов. конференцій молодих учених «Інноваційні технологічні рішення в науково-дослідницькій роботі молодих вчених ВФТПМ», с. Сичавка, Одеська обл., Україна – 2021. – 3-5 вересня, С. 28-32 (Очна участь).

31. **Сидорчук О.М.** Структура та властивості кованої сталі 4Х4Н5М4Ф2 з регульованим аустенітним перетворенням / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, О.М. Мисливченко, А.І. Avetisyan, Hongguang Ye, «Ювілейна конференція 30 років Інституту електронної фізики НАН України» м. Ужгород, Україна – 2022. – 21-23 вересня, С. 224-226 (Заочна участь).

32. **Sydorchuk O.** Die steel for hot deformation of copper and copper alloys / O. Sydorchuk, G. Bagliuk, D. Myroniuk, O. Myslyvchenko, Hongguang Ye. // 8<sup>th</sup> International BART Conference «Power Transmissions 2022» MATEC Web of Conferences, 04003 – 2022. – P. 366 (Заочна участь).

<https://doi.org/10.1051/matecconf/202236604003>

33. **Сидорчук О.М.** Одержання штампових сталей 4Х3Н5М3Ф та 4Х4Н5М4Ф2 електрошлаковим перепадом з урахуванням оптимальних режимів термічної обробки / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, В.В. Лук'янчук Всеукраїнська науково-технічна конференція «Наука і металургія» Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро, Україна – 2022. – 22-24 листопада, С. 61-63 (Заочна участь).

34. **Сидорчук О.М.** Часткова перекристалізація штампової сталі (4Х4Н5М4Ф2) з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, В.В. Лук'янчук, О.К. Радченко, А.І. Avetisyan, Hongguang Ye // Міжнародний науково-практичний журнал «WeeScience» 4th International Scientific and

Practical Internet Conference «Integration of education, science and business in modern environment: winter debates», м. Дніпро, Україна – 2023. – 23-24 лютого, С. 257-258 (Заочна участь).

35. **Сидорчук О.М.** Структура та властивості штампової сталі для гарячого деформування кольорових металів та сплавів / О.М. Сидорчук, Я.І. Євич, О.М. Мисливченко, Д.В. Миронюк, Л.А. Миронюк // *Металеві матеріали їх виробництво та перспективи застосування в сучасній промисловості: матеріали ІХ науково-практичної конференції молодих вчених України, ФТІМС НАН України*, м. Київ, Україна – 2023. – 18-19 травня, С. 55-57 (Заочна участь).

36. **Сидорчук О.М.** Сталь з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації для гарячого деформування мідного сплаву марки МНЖ 5-1 // *Матеріали ХХVІ міжн. наук.-практ. конф., «Технологія – 2023»*, Східноукр. нац. ун-т ім. В. Даля, м. Київ, Україна – 2023. – 26 травня, С. 164-165 (Заочна участь).

37. **Сидорчук О.М.** Відпускна крихкість штампової сталі 4Х4Н5М4Ф2 (без високотемпературної механічної обробки) / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, М. Гейбат огли Аскеров, Ю.М. Подрезов, Я.І. Євич // *Міжн. конф., «Матеріали та технології в інженерії (МТІ-2023)»*, Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, Україна – 2023. – 16-18 травня, С. 240-241 (Заочна участь).

38. **Сидорчук О.М.** Оптимізація режимів термічної обробки сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації для гарячого деформування кольорових металів та сплавів / О.М. Сидорчук, К.О. Гогаєв, О.К. Радченко, Д.В. Миронюк, А.І. Avetisyan, Hongguang Ye // *Матеріали ІІ науково-технічної конференції підрозділів Вінницького національного технічного університету «НТКП ВНТУ-2023»*, м. Вінниця, Україна – 2023. – 21-23 червня, С. 2779-2781 (Заочна участь).

## АНОТАЦІЯ

*Сидорчук О.М.* – Розвиток наукових засад формування структури та властивостей при виготовленні штампових сталей для гарячого деформування міді, мідно-нікелевих та алюмінієвих сплавів. – На правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – Матеріалознавство. Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, 2025.

Дисертація спрямована на вирішення науково-технічної проблеми підвищення службових властивостей інструменту із сталі з регулюванням аустенітного перетворення під час експлуатації (РАПЕ) які економно леговані дорого вартісними елементами при екстремальних температурно-силових режимах експлуатації.

В основу дисертації покладено ідею спрощення та здешевлення технології отримання литих сталей з регулюванням аустенітного перетворення під час експлуатації марок 4Х3Н5М3Ф та 4Х4Н5М4Ф2 за рахунок використання технології електрошлакового кокільного лиття для досягнення вищих показників фізико-механічних та службових властивостей у порівнянні із штамповими деформованими

сталями підвищеної та високої теплостійкості 3X3M3Ф, 4X5MФ1С і 3X2B8Ф, одержаних за технологією традиційного ливарного виробництва. Використання технології електрошлакового кокільного лиття для одержання зливків дозволяє скоротити енергоємну технологічну операцію – кування, що дає змогу успішно експлуатувати литу сталь 4X3H5M3Ф для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ5-1 за робочих температур 900...950 °С, тобто вище критичної температурної точки  $A_{c3}$  (850 °С) та сталі 4X4H5M4Ф2 з підвищеною теплостійкістю для гарячого деформування міді марки М1 та алюмінієвого сплаву марки АК7ч за робочих температур нижче критичної температурної точки  $A_{c1}$  (700 °С).

В роботі вперше було встановлено температурний інтервал необерненої відпускної крихкості литої сталі 4X4H5M4Ф2 за температур нижче критичної температурної точки  $A_{c1}$  – 450...500 °С та встановлено причину виникнення її крихкості. Встановлено, що інструмент із дослідженої сталі не перегрівався за температур необерненої відпускної крихкості при гарячому деформуванні алюмінієвого сплаву марки АК7ч. Для гарячого деформування міді марки М1 вперше була розроблена технологія виготовлення великогабаритних деталей типу коліс екструдерів із деформованої сталі 4X4H5M4Ф2, одержаних електрошлаковим кокільним литтям з проведенням оптимізації режимів термічної та деформаційної обробки (кування) сталі, що дало змогу успішно експлуатувати інструмент нижче критичної температурної точки  $A_{c1}$  за температури < 630 °С. В роботі вперше була встановлена обернена відпускна крихкість за температури відпуску вище 630 °С з деформованої сталі 4X4H5M4Ф2. Це було пов'язано із утворенням карбідної фази типу  $M_7C_3$ , при якій знижується твердість (нижче 40 HRC) і відбувається процес розміцнення. Встановлено, що при гарячому деформуванні інструмент не перегрівався вище початкової температури (630 °С) існування оберненої відпускної крихкості.

**Ключові слова:** сталь з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, електрошлакове кокільне лиття, термічна обробка, температура, фаза, структура, карбідна фаза, фізико-механічні та експлуатаційні властивості.

## ABSTRACT

Sydorchuk O.M. – Development of scientific principles of structure and properties formation in the manufacture of stamped steels for hot deformation of copper, copper-nickel and aluminum alloys. – On the rights of the manuscript.

The Doctor degree in Technical Science thesis on speciality 05.02.01 – Materials science. I.M. Francevich Institute for Problems of Material Science, NAS of Ukraine, Kyiv, 2025.

The dissertation is aimed at solving the scientific and technical problem of improving the service properties of tools made of steel with austenitic transformation control during operation (RATE) under extreme temperature and power conditions of operation.

The thesis is based on the idea of simplifying and reducing the cost of the technology for producing cast steels with controlled austenitic transformation during the operation of

4Kh3N5M3F and 4Kh4N5M4F2 grades by using the technology of electroslag pitch casting to achieve higher physical, mechanical, and service properties compared to 3Kh3M3F stamp deformable steels of increased and high heat resistance, 4Kh5MF1S and 3Kh2W8F, produced by conventional foundry technology. The use of the electroslag pitch casting technology to produce ingots allows us to reduce the energy-intensive technological operation of forging, which makes it possible to successfully operate 4Kh3N5M3F cast steel for hot deformation of MNZh5-1 copper-nickel alloy at operating temperatures of 900...950 °C, i.e., above the critical temperature point  $A_{c3}$  (850 °C), and 4Kh4N5M4F2 steel with increased heat resistance for hot deformation of M1 copper and AK7ch aluminum alloy at operating temperatures below the critical temperature point  $A_{c1}$  (700 °C).

This work was the first to determine the temperature range of irreversible tempering brittleness of 4Kh4N5M4F2 cast steel at temperatures below the critical temperature point  $A_{c1}$  – 450...500 °C and to determine the cause of its brittleness. It was found that the tool made of the studied steel did not overheat at temperatures of irreversible tempering brittleness during hot deformation of the aluminum alloy AK7ch. For hot deformation of copper grade M1, a technology for manufacturing large-sized parts such as extruder wheels from deformed 4Kh4N5M4F2 steel obtained by electroslag coil casting with optimization of the modes of thermal and deformation treatment (forging) of steel was developed for the first time, which made it possible to successfully operate the tool below the critical temperature point  $A_{c1}$  at a temperature < 630 °C. For the first time, we have established the reverse tempering brittleness at a tempering temperature above 630 °C for deformed 4Kh4N5M4F2 steel. This was due to the formation of a carbide phase of the  $M_7C_3$  type, at which the hardness decreases (below 40 HRC) and the carburizing process occurs. It was found that during hot deformation, the tool did not overheat above the initial temperature (630 °C) of the existence of the reverse tempering brittleness.

**Keywords:** steel with controlled austenitic transformation during operation, electroslag coil casting, heat treatment, temperature, phase, structure, carbide phase, physical, mechanical and operational properties