

Поверхнєве граничне зміцнення вуглецевих сталей з надвисоким вмістом вуглецю та структурна залежність їх механічних властивостей

С. О. Фірстов, В. Ф. Горбань, О. М. Шевченко,
Н. Г. Палагута, Г. М. Молчановська

Досліджено особливості структури та мікромеханічної поведінки високовуглецевих сталей різних способів одержання. Встановлено деякі закономірності впливу складу (зокрема, вмісту вуглецю) та структури на зміну параметрів зміцнення. Аналіз експериментальних даних виявив, що поверхня високовуглецевої сталі після деформаційної обробки відповідає дрібнозернистому та наноструктурному станам.

Вступ

В попередні роки завдяки розвитку методів об'ємного зміцнення (рівноканальне пресування, гвинтова екструзія, прокат без зменшення перерізу із поворотом та ін.) було встановлено можливість формування наддрібнозернистої структури ($d \leq 1$ мкм) у різних матеріалах [1]. В сплавах, що піддані інтенсивним деформаціям, кінцева структура визначається не тільки умовами обробки, а також вихідною мікроструктурою і фазовим складом. За наявності в структурі матеріалу частинок фаз більш міцних, ніж матриця, можливе їх подрібнення, а також розчинення внаслідок механічного легування. Використання при цьому концепції “корисних” домішок [2] може привести до значного підвищення характеристик міцності. Це дозволяє на новому рівні повернутися до механічного легування, а також розглянути як об'єкт граничного зміцнення вуглецеві сталі з надвисоким вмістом вуглецю.

В роботі [3] було припущено, що межа міцності для сталей з високим вмістом вуглецю (>1,8%) після інтенсивної пластичної деформації може досягати 6000 МПа завдяки формуванню ультрадрібної структури. Але об'ємне зміцнення, особливо при досягненні граничних величин, потребує як великих енерговитрат, так і може бути практично унеможливленим за недостатньої стійкості деформуючого обладнання. Тому видається перспективним створення наноструктури шляхом поверхневого (градієнтного) зміцнення. Було проведено дослідження методами високорозрізняючої електронної мікроскопії структури малолегованої середньовуглецевої сталі, деформованої протягуванням [4]. Спостерігалось розчинення цементиту та формування градієнтної структури з розміром зерна 20—40 нм в приповерхневих шарах, твердість в яких доходила до 12 ГПа. Представляло інтерес дослідити вплив поверхневої деформації на рівень зміцнення високовуглецевих сталей, в тому числі одержаних за технологією булата.

© С. О. Фірстов, В. Ф. Горбань, О. М. Шевченко, Н. Г. Палагута,
Г. М. Молчановська, 2009

Матеріали та методика експерименту

Вихідний білий чавун з вмістом вуглецю 2,35% переплавляли з додаванням армко-заліза за технологією отримання булата: $T_{\text{пл}} = 1680$ °С, витримка 1 год, зниження температури до 1570—1580 °С, витримка 1 год, вилив у підігріту до 1250—1200 °С форму з повільною кристалізацією. Таким чином була одержана заевтектоїдна сталь з вмістом вуглецю 1,85 та 2,1%. Досліджували також високовуглецеву сталь з 1,7% С традиційного способу виплавки та термообробки.

Виплавлену сталь штампували в оболонці на $\frac{1}{2}$ висоти зливку. Температура нагріву під штамповку була 1050—1080 °С, витримка 30 хв. Проведений гомогенізуючий відпал деформованої сталі у дві стадії: спочатку при 950 °С 6 год, потім підйом до 1050 °С та витримка 6 год, охолодження з піччю. Для одержання більш однорідного розподілу карбідів здійснювали ізотермічний відпал при 900 °С 1 год, охолодження до 650 °С з піччю, витримка 0,5 год, охолодження на повітрі. Після цього застосовували відпал на зернистий перліт при 780—800 °С 1 год, охолодження до 670 °С, витримка 1 год, охолодження на повітрі, а потім гартування в воду з температури 850 °С (витримка 1 год) та відпуск при температурі 550 °С 0,5 год.

Для подальшого поверхневого зміцнення матеріалу відполіровану поверхню зразків високовуглецевих сталей обробляли на машині тертя твердосплавним індентором у двох режимах: 10 хв на повітрі і 30 хв у вазеліновому маслі при статичному та динамічному навантаженнях, а також випробовували обробку поверхні тертям за схемою вал—вкладиш (контртіло — сталь ХВГ, швидкість обертання $v = 7,5$ м/с, навантаження $P = 22$ кг, $\tau = 1$ хв·10). Втулки, що виготовлені із сталі з 1,7% С звичайного способу одержання, оброблялись методом протягування [4] та протягування з обертанням.

Мікроструктуру досліджуваних сталей вивчали за допомогою оптичного мікроскопу МІМ-10 та растрового мікроаналізатора Superprobe-733, твердість та мікротвердість визначали за методом Роквелла та на мікротвердомірі ПМТ-3. Характеристики міцності після деформаційної обробки поверхні вимірювали методом мікроіндентування з автоматичним записом діаграми навантаження—розвантаження, що набув розвитку в останні роки і дозволяє достовірно й швидко визначити властивості та структурний стан сучасних матеріалів (наноstrukturних, аморфних, градієнтних та інших) [5].

Результати експерименту та їх обговорення

Булат — високовуглецева сталь, що має виражену структурну неоднорідність і одночасно високу твердість, міцність, в'язкість та пластичність. Характерний візерунок булатної сталі свідчить, перш за все, про її хімічну неоднорідність і є ні що інше, як деформована при куванні первинна дендритна структура.

Дендритна будова властива кожному зливку, і в деформованій сталі часто зберігається волокниста неоднорідність, як результат дендритної ліквіації. Однак одержати виразний малюнок в деформованому металі та властивості булатних сталей можливо тільки за умови штучно створеної неоднорідності в рідкій або напіврідкій сталі. Таким чином, можна

стверджувати, що з сучасної точки зору булат — це композиційний матеріал, який складається з двох фаз: низько- та високовуглецевої сталі.

Разом з тим в роботах останніх років [6, 7] хімічна неоднорідність булатів розглядається як дифузійний процес, що проходить по-різному в твердій та рідкій фазах при кристалізації. В субдендритних комірках після повільного охолодження спостерігається низьковуглецева структурна складова. Її присутність обумовлена наявністю в розплаві мікрогрупувань (кластерів), що мають низькотемпературну δ -модифікацію, так і процесами, які протікають при кристалізації. Стабільне існування таких прошарків та збереження їх навіть при нагріванні до високих температур свідчать про переважну дифузію вуглецю з областей, затверділих з низькотемпературної ОЦК-подібної модифікації розплаву, тому що розчинність в ній іонів вуглецю C^{4+} менше, ніж в ГЦК-подібній модифікації.

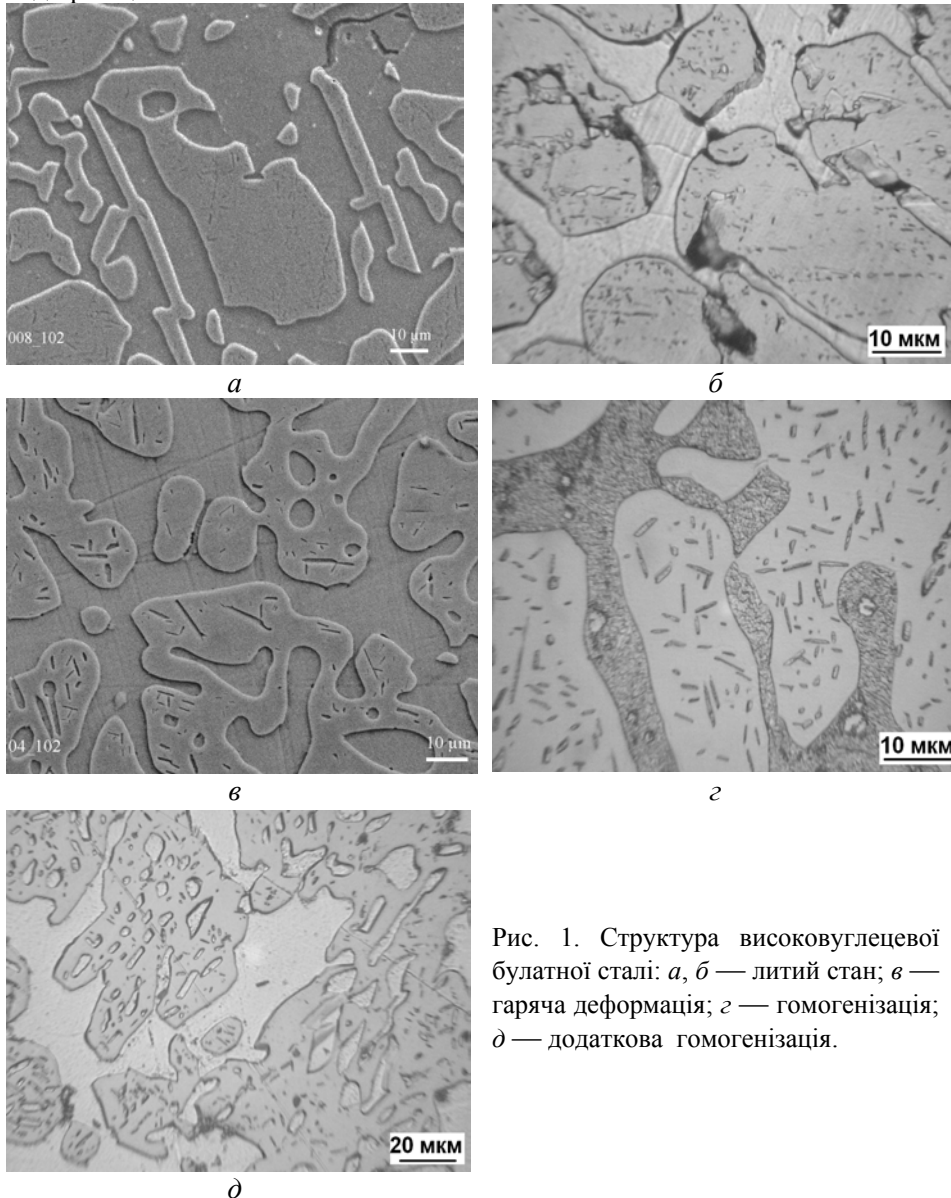


Рис. 1. Структура високовуглецевої булатної сталі: *a, б* — литий стан; *в* — гаряча деформація; *г* — гомогенізація; *д* — додаткова гомогенізація.

Доведено, що для отримання булату необхідно збереження при виплавці сталі в об'ємі рідкого металу недорозплавлених частинок з меншим вмістом вуглецю. Основними умовами, що забезпечують одержання зливків булатних сталей, є малолегованість, невисока температура перегріву розплаву при нетривалій витримці та повільна кристалізація. Це досягалося введенням добавки маловуглецевої сталі на стадії рафінування, а також термочасовою обробкою розплаву.

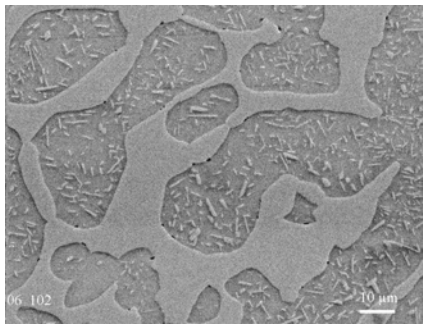
Структура високовуглецевих сталей є досить складною, особливо у литому і слабодетформованому станах. Згустки карбідів у сталях з надвисоким (граничним) вмістом вуглецю представляють собою продукт різко вираженої дендритної ліквідації, що призводить до кристалізації ділянок метастабільної евтектики ледебуриту. До того ж за умов невеликого переохолодження кристали аустеніту і цементиту можуть формуватися без взаємного проростання [8]. При цьому створюється структура конгломерату: евтектичний аустеніт нашаровується на гілках дендритів первинного, а пластини евтектичного цементиту ростуть у міждендритних проміжках. Такий цементит при звичайному травленні HNO_3 здається монолітним, але при спеціальних методах травлення виявляється його полікристалічність (рис. 1, а, б).

Структуру досліджували перпендикулярно напрямку штамповки (рис. 1, в). Зберігаються великі скупчення карбідів та залишки сітки. Твердість після гарячої деформації складала 44 HRC. Мікротвердість $H_{\mu 50}$ структурних складових сталі з 1,85% С дорівнювала 4430 і 6425 МПа, а $H_{\mu 50}$ сталі з 2,1% С — 4570 і 6460 МПа. Таким чином, в мікроструктурі спостерігаються важко витравлювані блискучі ділянки з твердістю більше 6000 МПа, що являють собою ледебуритні поля в оточенні перліту з твердістю ~4500 МПа.

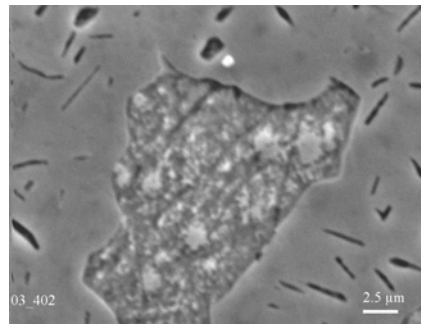
В результаті гомогенізуючого відпалу дендритна структура збереглася, особливо в сталі з більшим вмістом вуглецю 2,1%, а в сталі з 1,8% С дендритні комірки дещо зменшились (рис. 1, з, д). При підвищенні температури гомогенізації почався розпад, часткове розчинення скупчень цементиту (рис. 1, д), сліди якого були вже помітні на початковій стадії відпалювання (рис. 1, з).

Після ізотермічного відпалу відбулося виділення і коагуляція карбідів, але руйнування сітки та великих скупчень цементиту до кінця не пройшло, особливо у сталі з 2,1% вуглецю (рис. 2, а). Твердість складала 45—47 HRC, мікротвердість $H_{\mu 50}$ сталі з 1,85% С — 4525 та 6930 МПа, а сталі з 2,1% С — 4690 та 7170 МПа. Підвищення мікротвердості і більшу її різницю між структурними складовими, що відрізняються вмістом вуглецю, можна пояснити виділенням з твердого розчину зерен цементиту.

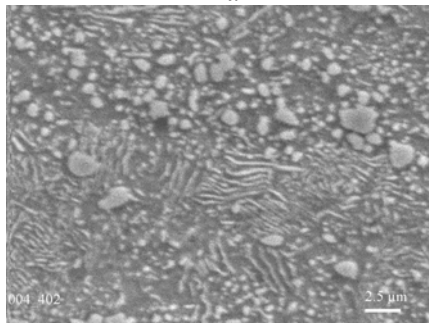
Нагрів до високої температури, що створює умови для одержання більш однорідної структури аустеніту, викликає появу пластинчатих перлітних структур. При нагріві до невисоких температур (для заевтектичної сталі нижче A_{C3}) частинки карбідів, що залишилися нерозчиненими в аустеніті, стають центрами кристалізації і сприяють утворенню зернистого цементиту. Кінцева термообробка (гартування з відпуском) забезпечила отримання суміші зернистого та пластинчатого (сорбітоподібного) перліту з окремими великими карбідами (рис. 2, в). Сумарна твердість HRC залишилась на тому ж рівні, а мікротвердість $H_{\mu 50}$ у сталі з 1,85% С складала 4620 і 5850 МПа, сталі з 2,1% С — 5010 і 7355 МПа.



a



б

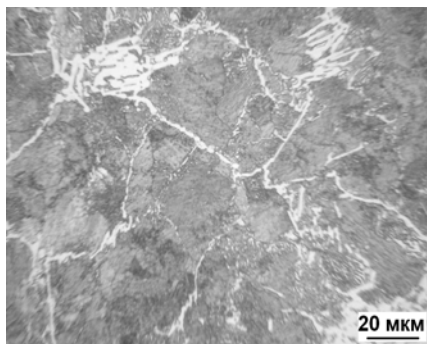


в

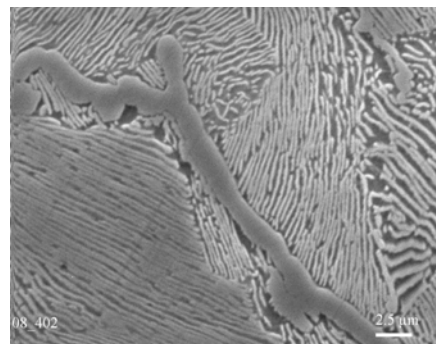
Рис. 2. Структура високовуглецевої булатної сталі після термообробки: *a* — ізотермічний відпал; *б* — відпал на зернистий перліт; *в* — гартування з відпуском.

У високовуглецевій сталі з 1,7% С традиційного способу виплавки та термообробки після відпалу та гартування з відпуском твердість складала 30—35 HRC. Структура цієї сталі представляє собою пластинчатий сорбітоподібний перліт з цементитною сіткою по границях первинних зерен з досить великими скупченнями цементиту (рис. 3). Мікротвердість сорбіту складала 3360 МПа, а у скупченнях цементиту — 9400 МПа.

Одержані після деформаційної обробки поверхні дослідних сталей дані представлені на рис. 4, 5 та в таблиці. Деформація матеріалу методами протяжки та тертя поверхні здійснюється в умовах чистого зсуву, при протяжці з поворотом додається скручування. Якщо тертя здійснюється за допомогою індентора, деформація проходить в умовах, близьких до всебічного стиснення, що дозволяє отримати в матеріалі гранично можливе зміцнення (таблиця, рис. 5). Тому найвища твердість була зафіксована на доріжці тертя, а найбільш низька — при обробці тертям поверхні.



a



б

Рис. 3. Структура високовуглецевої сталі традиційного способу одержання.

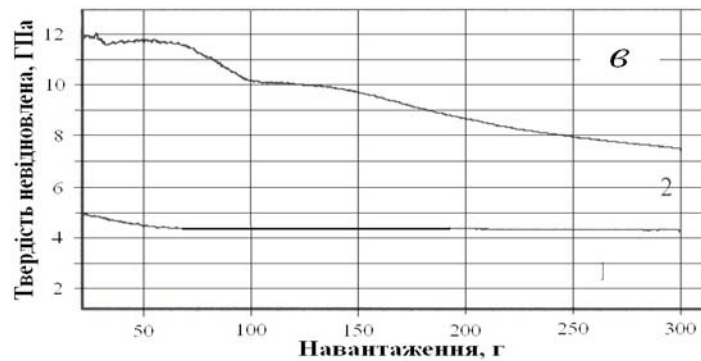
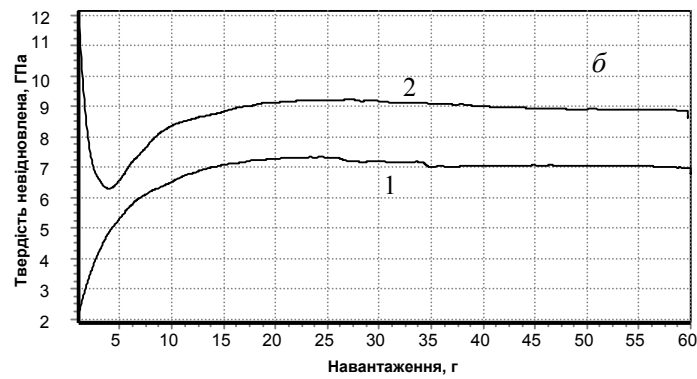
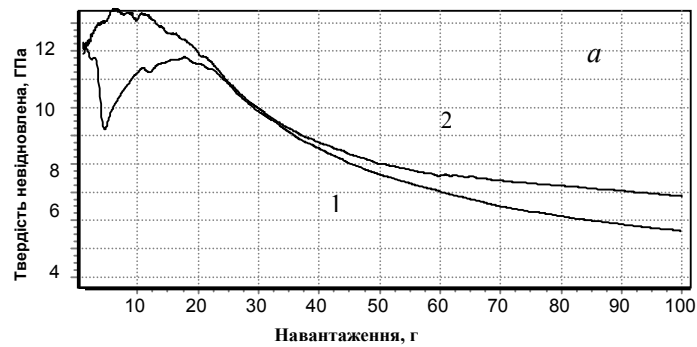


Рис. 4. Твердість високовуглецевої сталі в залежності від навантаження, стану та деформаційної обробки: *a* — протяжка з поворотом (1 — після протяжки, 2 — після протяжки з поворотом); *б* — доріжка тертя (1 — вихідний стан, 2 — після тертя); *в* — поверхня тертя (1 — вихідний стан, 2 — після тертя).

Більший вміст вуглецю в сталі дає їй більш високу твердість. Проте в високовуглецевій сталі, виплавленій за технологією булату, є деякі розбіжності даних при різних вимірах, як у вихідному стані, так і після деформаційної обробки, що обумовлені неоднорідністю структури.

Фізико-механічні характеристики сталі в залежності від вмісту вуглецю та обробки, які визначені методом автоматичного індентування

Вміст вуглецю, %	Обробка	H_{IT} , ГПа	H/E^*	E^* , ГПа	E , ГПа	ϵ_{es} , %	σ_{es} , ГПа
1,7	Термообробка	5,0	0,028	172	195	0,887	1,534
	Протяжка	7,1	0,039	180	205	1,206	2,179
	Протяжка з поворотом	8,4	0,048	172	195	1,492	2,578
1,85	Вихідний стан	4,5	0,025	179	204	0,769	1,381
	Тертя поверхні	7,7	0,043	176	200	1,336	2,363
	Термообробка	9,3	0,050	184	211	1,546	2,854
	Доріжка тертя	7,1	0,038	184	210	1,184	2,179
2,1	Термообробка	9,6	0,058	180	199	2,014	2,903
	Доріжка тертя (в маслі)	11,7	0,068	170	192	2,103	3,591
	Доріжка тертя	13,1	0,079	164	183	2,450	4,020

Примітка: H_{IT} — мікротвердість; H/E^* — нормована твердість; E^* — контактний модуль; E — модуль пружності; ϵ_{es} — рівень максимальної пружної деформації; σ_{es} — максимальний рівень межі міцності пружної деформації.

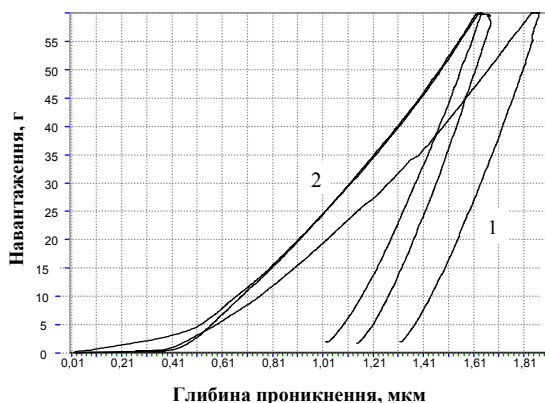


Рис. 5. Зміна глибини індентування сталі з надвисоким вмістом вуглецю (2,1%) в залежності від зростання навантаження: 1 — вихідний стан ($H_{\mu 50}$ — 8,8 ГПа, E — 199 ГПа); 2 — доріжка тертя ($H_{\mu 50}$ — 13,1 ГПа, E — 185 ГПа).

Висновки

Максимальне зміцнення отримане на доріжці тертя у повітрі (в умовах всебічного стиснення) сталі з граничним вмістом вуглецю 2,1% (H — 13,1 ГПа, E — 185 ГПа). Аналіз експериментальних даних вказує на те, що поверхня високовуглецевої сталі після деформаційної обробки відповідає дрібнозернистому та наноструктурному станам ($H/E^* \approx 0,05$ — $0,09$).

1. *Валиев Р. З., Александров И. В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. — М.: Логос, 2000. — 272 с.

2. *Фірстов С. О., Рогуль Т. Г., Свєчніков В. Л., Дуб С. М.* Концепція „корисних” домішок і механічні властивості наноструктурованих плівок хрому та молібдену // *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* — 2006. — **42**, № 1. — С. 113—119.
3. *Lesuer D. R., Syn C. K., Sherby O. D.* Influence of severe plastic deformation on the structure and properties of ultrahigh-carbon steel wire // *Proc. of the NATO Advanced Research Workshop on Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation* / Ed. Terry C. Lowe, R. Z. Valiev. — 1999. — P. 357—366.
4. *Danylenko M., Gorban V., Podrezov Yu. et al.* Gradient structure formation by severe plastic deformation // *Mater. Science Forum.* — 2006. — **503—504**. — P. 787—792.
5. *Горбань В. Ф., Мамека Н. А., Печковський Э. П., Фірстов С. А.* Идентификация структурного состояния материалов методом автоматического индентирования // *Сб. докл. Харьковской нанотехнологической ассамблеи-2007 (23—27 апреля 2007 г., Харьков, Украина)* / Под общ. ред. И. М. Неклюдова, А. П. Шпака, В. М. Шулаева. Т. I. *Наноструктурные материалы.* — С. 52—55.
6. *Разработка способа и состава микрослойной стали:* Отчет Ин-та пробл. материаловедения АН УССР, Инв. № 9618. — К.—М., 1980.
7. *Майборода В. П., Шевченко О. М., Головкова М. Е. и др.* Влияние температуры аустенизации на структуру при закалке микрослойной стали 40ХМ // *Труды конф. “Современное материаловедение: достижения и проблемы”.* — К., 2005. — С. 347—348.
8. *Геллер Ю. А.* Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1983. — 526 с.