

УДК 669.15-194.53:620.18:621.771.12

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ПЕРЛІТНОЇ СТРУКТУРИ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Луценко О.В., к.т.н., Голубенко Т.М., к.т.н.

Інститут чорної металургії ім.З.І. Некрасова НАН України

Анотація. Встановлено особливості розподілу ступеня дисперсності перліту в сталевій заготовці зі сталі C80D (EN ISO 16120-2:2017) у процесі гарячої пластичної деформації. З підвищенням сумарного коефіцієнта витяжки та швидкості деформації температура прокату підвищується, що за відсутності стадії водяного охолодження сприяє більш повному проходженню процесів статичної збиральної рекристалізації, зростанню величини аустенітного зерна, що впливає на підвищення дисперсності перліту в структурі готового прокату.

Ключові слова: деформація, високовуглецева сталь, прокат, температура, рекристалізація, перліт, дисперсність.

FEATURES OF THE FORMATION OF THE PEARLITE STRUCTURE OF HIGH-CARBON STEEL AFTER HOT PLASTIC DEFORMATION

O.V. Lutsenko, Pr.D., T.M. Golubenko, Pr.D..

Iron and Steel Institute of Z.I.Nekrasov NAS of Ukraine

Abstract. The peculiarities of the distribution of the degree of dispersion of pearlite in a steel billet made of C80D steel (EN ISO 16120-2:2017) in the process of hot plastic deformation have been established. With an increase in the total coefficient of extraction and the rate of deformation, the temperature of the rolled product increases, that, if water cooling stage is absence, is contributes to more complete passage of the processes of static aggregate recrystallization, an increase in the size of the austenite grain, which contributes to an increase in the dispersion of pearlite in the structure of the finished rolled product.

Key words: deformation, high-carbon steel, rolling, temperature, recrystallization, pearlite, dispersion.

Вступ

Особливість гарячої пластичної деформації на сучасних прокатних станах полягає в тому, що формозміна сталеві заготовки в прокат круглого перерізу відбувається при великих швидкостях деформації та високих температурах. У процесі деформаційно-термічної обробки сталей аустенітний стан є проміжним, після чого відбувається охолодження та формується остаточна структура прокату, яка визначає комплекс нормованих показників якості.

Аналіз публікацій

Кінетика рекристалізації аустеніту в процесі гарячої деформації та її вплив на формування структури та властивостей сталей розглянута багатьма дослідниками [1-4]. Розвиток та проходження різних стадій рекристалізації має важливе значення на формування зеренної структури аустеніту. Результати досліджень, наведені в роботах [5-10], свідчать, що, крім забезпечення чистоти сталі за вмістом неметалічних включень і заданого хімічного складу, параметри гарячої деформації з подальшим регламентованим охолодженням прокату є найбільш ефективним способом впливу на поліпшення комплексу властивостей готової металопродукції [11, 12].

Для кожної сталі температура нагрівання та деформації визначається хімічним складом та схильністю до зростання величини аустенітного зерна. Зниження температури одиничних обтискань металу притаманне групам прокатних клітей, яким характерні низькі швидкості деформації. При гарячій прокатці температура обтискань металу зростає, що обумовлено впливом деформаційного розігріву при підвищенні швидкості прокатки.

Мета роботи – встановити особливості розподілу дисперсності перліту в поперечному перерізі заготовки, розкату та готового прокату залежно від ступеня гарячої пластичної деформації та швидкості охолодження високовуглецевої сталі в лінії прокатного стану.

Результати досліджень та їх обговорення

Для проведення експериментів використовували сталь С80D, хімічний склад якої відповідав вимогам EN ISO 16120-2:2017 [13]. Хімічний склад представлено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваної сталі

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % мас.							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
С80D	0,81	0,18	0,57	0,009	0,003	0,03	0,04	0,11

Для металографічного контролю відбирали від сталевих заготовки перерізом 125 мм × 125 мм, розкату Ø 62 мм, Ø 17 мм та готового прокату Ø 5,5 мм. Зразки від заготовки та розкату відбирали з подальшим охолодженням на спокійному повітрі (нормалізація). Зразки від прокату Ø 5,5 мм, виготовленого за способом Стелмор, відбирали після його охолодження від температур гарячої пластичної деформації з середніми швидкостями 15 °C/c і 25 °C/c, а також після охолодження на спокійному повітрі.

Оцінку ступеня дисперсності перліту в структурі прокату проводили за відомими методиками [13-16]. Значення середньої міжпластинчастої відстані в перліті визначали за авторською програмою [17] для обробки фотографій, отриманих на електронному мікроскопі. Використані електронні мікроскопи «VEGA TS5130MM», «JSM-35», «EF-2».

Після гарячої пластичної деформації так званий рекристалізований стан металу відрізняється від стану статичної рекристалізації підвищеною щільністю дислокацій [1-3, 18]. Якщо динамічно рекристалізований метал піддавати післядеформаційним витримкам при температурі закінчення гарячої пластичної деформації, то в ньому можуть протікати процеси метадинамічної рекристалізації, статичної полігонізації або статичної рекристалізації. При температурах вище A_1 найповніше проходять процеси статичної збірної рекристалізації, що приводить до зростання величини аустенітного зерна. У свою чергу, це зумовлює підвищення стійкості аустеніту, зниження нижньої критичної швидкості охолодження і, як наслідок, утворення більш дисперсного перліту [14, 19].

Враховуючи формування різних температурних полів у процесі гарячої пластичної деформації [12], досліджено процеси структуроутворення сталі С80D на різних технологічних ділянках прокатного стану. Зі збільшенням сумарної витяжки (μ) температура розкочування підвищується, що приводить після виходу металу з осередку деформації до розвитку процесів збірної рекристалізації. Відповідно до даних металографічного аналізу структура зразків зі сталі С80D складається з пластинчатого перліту різного ступеня дисперсності (рис. 1 і 2).

Результати розрахунку максимальної, мінімальної та середньої міжпластинчастої відстані в перліті, отримані при обробці для кожної з досліджуваних ділянок у заготовці, розкаті та готовому прокаті, наведено на рис. 3.

При гарячій пластичній деформації сталі С80D у лінії прокатного стану на технологічних ділянках із більш високою температурою утворюється перліт із меншими значеннями міжпластинчастої відстані (S_0 , мкм). При цьому в структурі заготовки найменші середні значення міжпластинчастої відстані в перліті становлять 0,278 мкм. Для розкату Ø 62 мм значення середньої

міжпластинчатої відстані в перліті становить 0,239 мкм. У структурі розкату \varnothing 17 мм значення S_0 зменшується до 0,208 мкм.

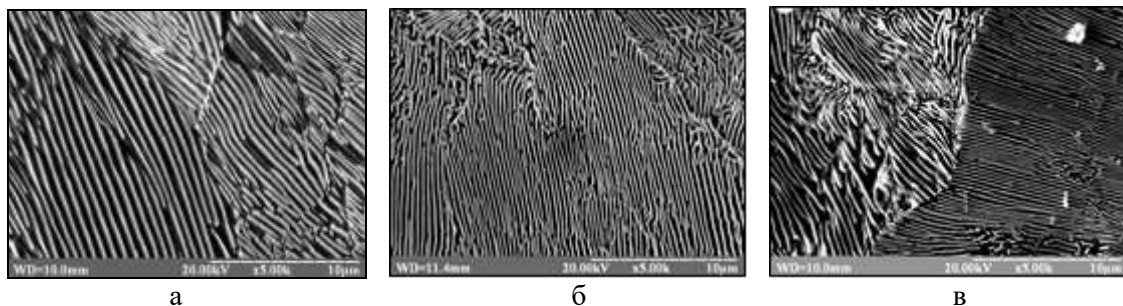


Рис. 1. Характерна структура заготовки перетином 125 мм \times 125 мм (а; $\mu = 4,8$), розкат \varnothing 62 мм (б; $\mu = 24,9$) та \varnothing 17 мм (в; $\mu = 330$) із сталі C80D

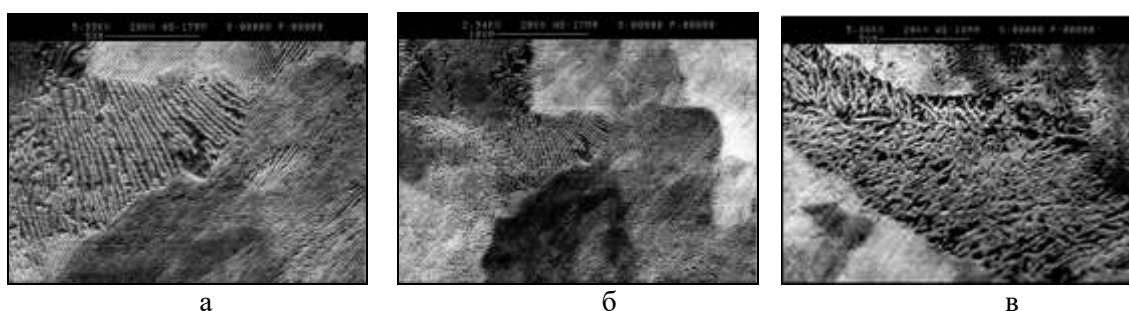


Рис. 2. Характерна структура прокату \varnothing 5,5 мм ($\mu = 3157,9$), охолодженого на спокійному повітрі (а) із швидкістю 15 °C/c (б) та 25 °C/c (в), із сталі C80D

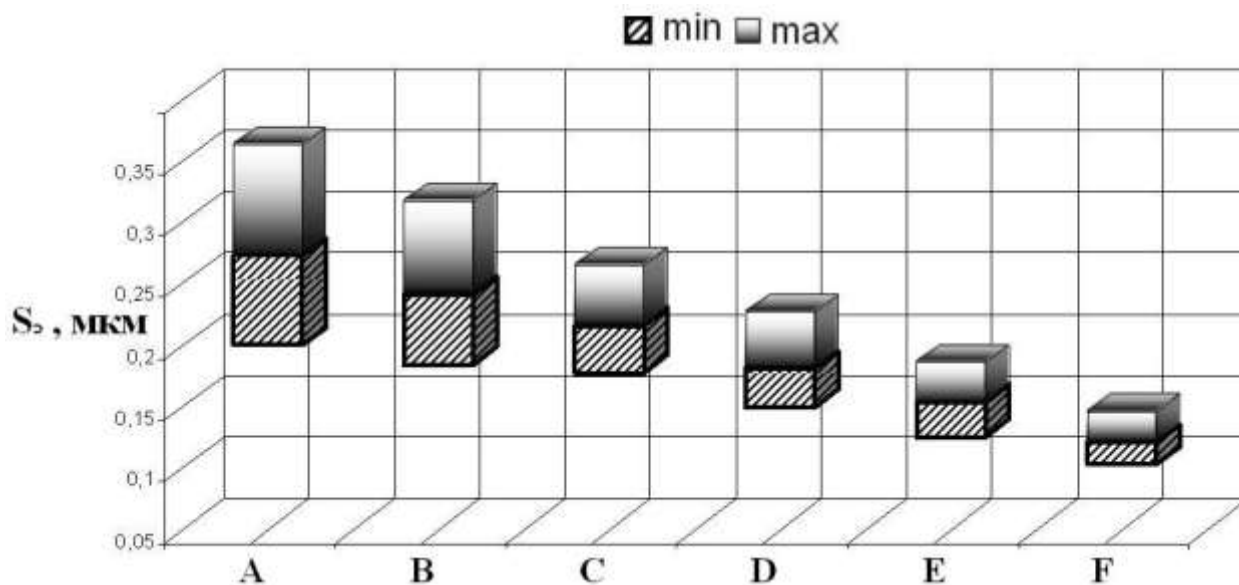


Рис. 3. Значення міжпластинчатої відстані (S_0) в перліті сталі C80D залежне від місця відбору зразків: А – заготовка перетином 125 мм \times 125 мм (нормалізація); В – розкат \varnothing 62 мм (нормалізація); С – розкат \varnothing 17 мм (нормалізація); D, E, F – прокат \varnothing 5,5 мм, після нормалізації та охолодження зі швидкостями 15 °C/c та 25 °C/c відповідно; min, max – мінімальне та максимальне значення S_0 .

Зазначена поведінка дисперсності перліту сталі С80D обумовлена не лише підвищенням сумарної витяжки, а також впливом масштабного фактора, що приводить до зростання фактичної швидкості охолодження розкату на спокійному повітрі (нормалізація) зі зменшенням його профілерозміру.

Найбільш значущий вплив на дисперсність перліту та рівномірність розподілу структури перерізу прокату зі сталі С80D (мінімальний розкид мінімального та максимального значень, див. рис. 3) надає температура деформації, ступінь гарячої пластичної деформації й швидкість охолодження. При цьому мінімальні значення S_0 фіксуються в прокаті Ø 5,5 мм як після нормалізації, так і після охолодження зі швидкостями 15 °C/c і 25 °C/c. Після виходу металу з останньої чистової кліті та наступного повітряного охолодження зі швидкістю 25 °C/c на поверхні прокату Ø 5,5 мм зі сталі С80D середнє значення міжпластинчатої відстані в перліті є мінімальним (порівняно з прокатом після нормалізації та охолодження зі швидкістю 15 °C/c) і становить 0,118 мкм. Такий перліт за [15] класифікується як перліт бала № 1 (сорбітоподібний) зі значенням міжпластинчатої відстані менше 0,20 мкм. Слід зазначити, що зі швидкостями охолодження понад 25 °C/c у структурі прокату може утворюватися бейніт (див. рис. 2, в), що незадовільно позначається в процесі подальшої переробки прокату [19, 20].

Необхідно відзначити, що умови гарячої пластичної деформації та ліквіація також впливають на формування остаточної структури прокату з високовуглецевих сталей. Температура й рівень деформації високовуглецевих сталей повинні визначатися індивідуально для кожної марки. При цьому слід пам'ятати, що для різних режимів деформаційно-термічної обробки та гарячої пластичної деформації сталей поєднання динамічних та статичних процесів структуроутворення може бути різним, що залежить від хімічного складу та структури аустеніту перед початком його розпаду [8, 21].

Отже, з метою ефективного впливу на формування дисперсної перлітної структури високовуглецевої сталі, при розробці або вдосконаленні режимів деформаційно-термічної обробки необхідною умовою є раціональне поєднання температури деформації, сумарної витяжки заготовки, а також фактичної швидкості охолодження прокату.

Висновки

Встановлено особливості формування ступеня дисперсності перліту у заготовці перерізом 125 мм × 125 мм, розкати (Ø 62 мм, Ø 17 мм), а також готовому прокаті Ø 5,5 мм залежно від сумарної витяжки ($\mu = 4,8...3157,9$) та температурно-часового регламенту охолодження високовуглецевої сталі С80D у лінії прокатного стану.

Показано, що незалежно від технологічної ділянки відбору зразків структура сталі С80D являє собою пластинчатий перліт із різним ступенем дисперсності. Підвищення температури деформації та сумарної витяжки сталі С80D приводить до утворення більш дисперсної структури перліту.

За результатами експериментів встановлено, що гарячу пластичну деформацію сталі С80D слід завершувати охолодженням зі швидкостями щонайменше 15...20 °C/c.

Зазначені особливості мають стати пріоритетним технологічним напрямом для покращення якості прокату із високовуглецевих сталей.

Література

1. *Bernstein M. L.* Thermomechanical treatment of steel / Bernstein M. L., Zaimovsky V. A., Kaputkina L. M. - М.: Metallurgy, 1983. - 480 p.
2. *Tushinsky L. I.* Theory and technology of hardening of metal alloys / Tushinsky L. I. - Novosibirsk: Nauka, 1990. - 306 p.
3. *Gulyaev A.P.* Metallurgy: a textbook for universities (5th ed., revised). Moscow: Metallurgiya, 1978. 646 p.
4. *Gorelik S. S.* Recrystallization of metals and alloys: monograph (2nd ed., revised and additional). Moscow: Metallurgiya, 1978. 568 p.

5. *Lutsenko V. A., Parusov E. V., Golubenko T. N., Lutsenko O. V.* About influence of the nonmetallic inclusions during production of the small diameter wire / *Chernye Metally*. 2021. № 8. pp. 27–31. DOI: <https://doi.org/10.17580/chm.2021.08.05>.
6. *Filonenko N. Yu., Galdina A. N., Babachenko A. I., Kononenko G. A.* Structural State and Thermodynamic Stability of Fe-B-C Alloys / *Physics and Chemistry of Solid State*. 2019. Vol. 20. № 4. pp. 437–444. DOI: <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2020-1-06>.
7. *Sychkov A. B., Parusov E. V., Zavalishin A. N., Kozlov A. V.* Inherent effect of the crystal structure of continuous cast steel billets on the formation of structure of high carbon wire rod in coils / *Journal of Chemical Technology & Metallurgy*. 2018. Vol. 53. Iss. 5. pp. 977–985.
8. *Parusov E. V., Lutsenko V. A., Chuiko I. N., Parusov O. V.* Influence of chemical composition and cooling parameters on kinetics of austenite decomposition in high-carbon steels / *Chernye Metally*. 2020. № 9. pp. 39–44.
9. *Parusov V. V., Sychkov A. B., Derevyanchenko I. V., Perchatkin A. V., Parusov E. V., Zhigarev M. A.* High-carbon wire rod made of steel microalloyed with vanadium / *Metallurgist*. 2004. № 11. Vol. 48. pp. 618–625. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11015-005-0037-7>.
10. *Parusov V. V., Derevyanchenko I. V., Sychkov A. B., Nesterenko A. M., Parusov E. V., Zhigarev M. A.* Ensuring high quality indices for the wire rod used to make metal cord / *Metallurg*. 2005. № 11. pp. 45–51.
11. *Parusov E. V., Lutsenko V. A., Chuiko I. N., Parusov O. V.* Influence of the structural parameters of high-carbon steel on the impact strength / *Steel in Translation*. 2018. Vol. 48. No. 12. pp. 812–817. DOI: <https://doi.org/10.3103/S0967091218120100>.
12. *Prikhod'ko I. Yu., Parusov E. V., Parusov O. V., Chuiko I. N., Klemeshov E. S.* Elements of technology for producing cold-formed rebar from C86D steel using an idle stand / *Steel in Translation*. 2020. Vol. 50. № 7. pp. 481–486. DOI: <https://doi.org/10.3103/S0967091220070116>.
13. DIN EN ISO 16120-2-2017. Non-alloy steel wire rod for conversion to wire. Part 2. Special requirements for general purpose wire rod. Published: 01.06.2017.
14. *Lutsenko V. A., Parusov E. V., Vorobey S. A., Golubenko T. N.* About prospects for production of coil rolled metal with small diameters in modern wire mills / *Chernye Metally*. 2019. № 10. pp. 47–52.
15. GOST 8233-56. Steel. Microstructure standards. Introduced: 01.07.1957.
16. *Saltykov S. A.* Stereometric metallography / *Saltykov S. A.* - M.: Metallurgy, 1976. P. 120–122.
17. *Lutsenko V. A., Levchenko G. V., Lutsenko O. V. [et al.]*. Influence of the structure of wire rod subjected to thermomechanical treatment on the qualitative characteristics of high-strength bead wire. *Chernye Metally*. 2013. No. 10. S. 52–56.
18. *Starodubov K. F., Uzlov I. G., Parusov V. V. [et al.]*. Influence of recrystallization processes during hot deformation on phase transformations in eutectoid steel. *Metal Physics*. 1985. V. 7. No. 6. S. 102-103.
19. *Peretyagina E. A., Lutsenko V. A., Vengura A. V., Bobkov P. A., Savinkov V. V.* Energy-saving sorbitization of high-carbon wire rod in the 150 mill / *Steel in Translation*. 2013. Vol. 43. Issue 5. pp. 321–324. DOI: <https://doi.org/10.3103/S0967091213050136>.
20. *Lutsenko V. A., Bobkov P. A., Rad'kova I. N., Lutsenko O. V., Chernichenko V. G.* Thermomechanically treated high-carbon wire rod for high-tension wire / *Steel in Translation*. 2012. Volume 42, Issue 11, pp. 794-796. DOI: <https://doi.org/10.3103/S0967091212110058>.
21. *Babachenko O. I., Kononenko H. A., Podolskyi R. V., Safronova O. A.* Steel for railroad rails with improved operating properties / *Materials science*. 2021. № 56(6). pp. 814–819.