

**ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ В УМОВАХ
ТЕРМОМЕХАНІЧНОГО ПРОЦЕСУ ПРОКАТКИ СТАЛІ МАРКИ Х65****О. Г. Курпе, В. В. Кухар**

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»

вул. Університетська, 7, м. Маріуполь, 87555, Україна. E-mail: aleksandr.kurpe@gmail.com

Виконано дослідження властивостей сталі марки 06Г2БД (Х65) в температурних умовах гарячої чорнової прокатки. Виконано об'єднання та обробку досліджень змінення діаметру зерна аустеніту сталі марки Х65 та високотемпературних пластометричних випробувань сталі марки-аналога Х70. Шляхом обробки дослідних даних отримана залежність площі зерен аустеніту від ступеню деформації при температурі 1050 °С. Отримано показники σ_0 та k , що використовуються в формулі Холла-Петча, на підставі яких виконано розрахунок межі плинності марки сталі Х65 при температурі 1050 °С та діаметрі зерна аустеніту 25-51 мкм, що відповідає ступеню деформації 0,7-0,1 відн. од. По результатах дослідження встановлено, що найбільш інтенсивне зменшення розміру зерна аустеніту сталі марки 06Г2ДБ (Х65) при чорновій прокатці відбувається при деформації від 10 % до 20 %, тобто з 51 мкм до 38 мкм, що становить 50 %. При подальшому збільшенні деформації інтенсивність зменшення зерна знижується. Деформація в межах від 20 % до 70 % зменшує зерно аустеніту лише з 38 мкм до 25 мкм, що сумарно також становить 50 %. Вперше отримано залежність межі плинності сталі марки 06Г2ДБ (Х65) від діаметру зерна аустеніту, розрахованої по формулі Холла-Петча. Виконані дослідження властивостей сталі марки 06Г2БД (Х65) та отримані результати дозволяють керувати процесами рекристалізації, як одним з інструментів формування якості, при реалізації технології термомеханічної прокатки (ТМСР). Збільшена деформація в період між процесом аустенізації та початком гальмування рекристалізації забезпечує отримання більш дрібного зерна аустеніту та відповідно наслідуваного зерна фериту. Встановлено, що з метою отримання якомога більш дрібного розміру зерна аустеніту, при чорновій прокатці мікрولةгованих марок сталі, зокрема сталі марки 06Г2ДБ (Х65), ступінь деформації за прохід повинна бути близькою до 20 %, або більшою.

Ключові слова. гаряча прокатка, аустеніт, межа плинності, сталь марки Х65, формула Холла-Петча.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В УСЛОВИЯХ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ СТАЛИ МАРКИ Х65****А. Г. Курпе, В. В. Кухарь**

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

ул. Университетская, 7, г. Мариуполь, 87555, Украина. E-mail: aleksandr.kurpe@gmail.com

Выполнено исследование свойств стали марки 06Г2БД (Х65) в температурных условиях горячей черновой прокатки. Выполнено объединение и обработка исследований по изменению диаметра зерна аустенита стали марки Х65 и высокотемпературных пластометрических испытаний стали марки-аналога Х70. Путем обработки опытных данных получена зависимость площади зерен аустенита от степени деформации при температуре 1050 °С. Получены показатели σ_0 и k , используемые в формуле Холла-Петча, на основании которых произведен расчет предела текучести стали марки Х65 при температуре 1050 °С и диаметре зерна аустенита 25-51 мкм, что соответствует степени деформации 0,7-0,1 отн. ед. По результатам исследования установлено, что наиболее интенсивное уменьшение размера зерна аустенита стали марки 06Г2ДБ (Х65) при черновой прокатке происходит при деформации от 10 % до 20 %, то есть с 51 мкм до 38 мкм, что составляет 50 %. При дальнейшем увеличении деформации интенсивность уменьшения зерна снижается. Деформация в пределах от 20 % до 70 % уменьшает зерно аустенита только с 38 мкм до 25 мкм, что суммарно также составляет 50 %. Впервые получена зависимость предела текучести стали марки 06Г2ДБ (Х65) от диаметра зерна аустенита, рассчитанная по формуле Холла-Петча. Выполненные исследования свойств стали марки 06Г2БД (Х65) и полученные результаты позволяют управлять процессами рекристаллизации, как одним из инструментов формирования качества, при реализации технологии термомеханической прокатки (ТМСР). Повышенная деформация в пределах между процессом аустенитизации и началом торможения рекристаллизации обеспечивает получение более мелкого зерна аустенита и, соответственно, наследуемого зерна феррита. Установлено, что с целью получения как можно более мелкого размера зерна аустенита, при черновой прокатке микрولةгованных марок стали, в частности стали марки 06Г2ДБ (Х65), степень деформации за проход должна быть близкой к 20 % или большей.

Ключевые слова. горячая прокатка, аустенит, предел текучести, сталь марки Х65, формула Холла-Петча.

АКТУАЛЬНІСТЬ РОБОТИ. Рекристалізація є розповсюдженим процесом, який формує структуру металів та сплавів, а, відповідно, і їх структурно чутливі механічні та фізичні властивості [1].

Керування процесами рекристалізації як одним з інструментів формування якості при виробництві прокату поширено використовується в технології термомеханічної прокатки (ТМСР) [2, 3].

Завдяки низьким суттєвим перевагам, технологія термомеханічної прокатки отримала поширення при

виробництві майже усіх видів прокату. Наразі, способом ТМСР виробляється товстолистовий та рулонний прокат для конструювання, будівництва, вироблення посудин під тиском, для виробництва трубопроводів, дослідження якого наведено у багатьох працях авторів з різних країн світу [4–16].

Великий перелік наукових праць свідчить про те, що для засвоєння технології виробництва продукції способом ТМСР треба виконати низку цілеспрямованих досліджень з метою підтвердження можливо-

стей технології, обладнання та отримання відповідної якості, згідно вимог стандартів та споживачів, серед яких роботи авторів [17, 18].

Процеси ТМСП переважно поширені на виробництво прокату з низьковуглецевих марок сталі [14, 15], але останні дослідження свідчать про поширення сортаменту марок сталі при виробництві прокату з яких використовується ця технологія.

Дослідження рекристалізації є складним та витратним процесом, дослідження якого, стосовно окремих марок сталі, є актуальним завданням.

Метою дослідження є визначення закономірності змінення розміру зерна аустеніту та межі плинності сталі марки Х65, при умовах гарячої прокатки та встановлення меж деформації, яка забезпечить отримання якомога більш дрібного розміру зерна аустеніту.

МАТЕРІАЛ І РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ.

Низьколеговані, або мікролеговані маловуглецеві марки сталі широко використовуються в технології термомеханічної прокатки завдяки тому, що мають в своєму складі особливий набір хімічних елементів. Сучасний комплекс мікролегуєчих елементів складають такі як Nb, V, Ti, Mo, Cu, Ni, Cr, B. Мікролеговані елементи, що додаються, мають комплексний вплив на властивості сталей починаючи з процесу аустанізації, тобто нагрівання перед прокаткою, деформації та впродовж всього процесу прокатки, а також після її завершення, коли остаточно формуються механічні властивості готового продукту.

Для використання всіх можливостей мікролегованих сталей в процесі прокатки дуже важливими є дослідження процесу їх рекристалізації до початку її гальмування. Збільшена деформація в період між процесом аустенізації та початком гальмування рекристалізації забезпечує отримання більш дрібного зерна аустеніту та відповідно наслідуючого зерна фериту. Таке технічне рішення дозволяє мати необхідний комплекс властивостей міцності та пластичності, а особливо частку в'язкої складової при ударних випробуваннях на рівні не менш ніж 95%, в залежності від категорії міцності сталі.

Визначення температури початку гальмування рекристалізації здійснюється по відомій залежності автора [19]:

$$T_{95\%}(\text{°C}) = 887 + 464C - 357Si + 363Al + 890Ti + (6645Nb - 664\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}). \quad (1)$$

В даній роботі виконували обробку результатів досліджень процесу рекристалізації сталі марки 06Г2БД (Х65), отриманих автором роботи [20].

Хімічний склад дослідної марки сталі та результати розрахунку температури початку гальмування рекристалізації по залежності (1) наведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад сталі, що використовувалась в дослідженні

Марка сталі	Хімічний склад, %										T _{95%} , °C
	C	Mn	Si	S	P	Al	Nb	Cu	Mo	N	
06Г2БД (Х65)	0,055	1,50	0,35	0,002	0,01	0,026	0,034	0,21	0,010	0,0057	900,5

Температура нагрівання перед прокаткою таких марок сталі становить в межах від 1150 °C до 1180 °C. Тобто, в інтервалі температур від 900 °C, табл. 1, до 1150 °C, при прокатці, повинна відбуватися інтенсивна деформація, з метою отримання якомога більш дрібного розміру зерна аустеніту. Щоб встановити нижню межу деформації, яка забезпечує зменшення аустенітного зерна, необхідно отримати залежність на підставі відповідних дослідних даних.

В результаті обробки даних, отриманих автором роботи [20] по розміру зерен аустеніту при температурі 1050 °C, з різними ступенями деформації, рис. 1, отримана залежність площі зерен аустеніту від ступеню деформації (2), або від діаметру зерен, рис. 2, та залежність (3).

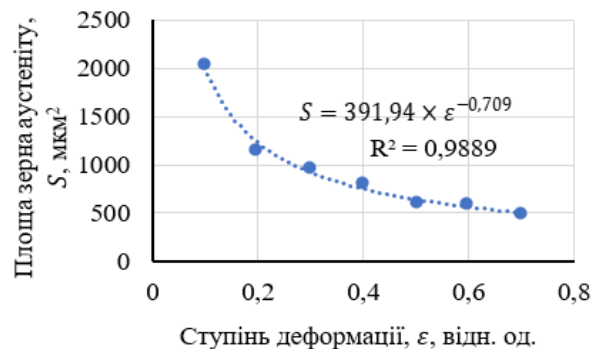


Рисунок 1 – Залежність площі зерна аустеніту від ступеня деформації сталі марки 06Г2БД (Х65)

$$S = 391,94 \times \varepsilon^{-0,709}, \quad (2)$$

де ε – ступінь деформації, од.

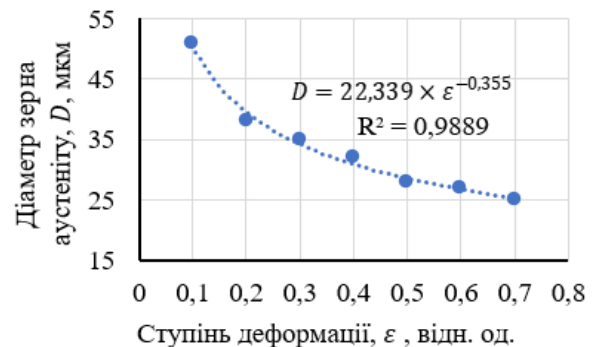


Рисунок 2 – Залежність діаметру зерна аустеніту від ступеня деформації сталі марки 06Г2БД (Х65)

$$D = 22,339 \times \varepsilon^{-0,355}. \quad (3)$$

Для порівняння результатів обробки даних [20], рис. 2, наведений відомий графік авторів роботи [21], рис. 3.

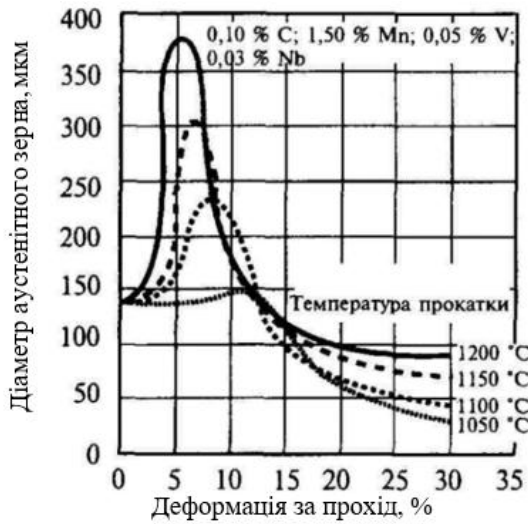


Рисунок 3 – Розмір рекристалізованого зерна аустеніту при чорновій прокатці мікрولهгованої сталі

Слід зазначити схожість динаміки змінення діаметру зерна аустеніту на обох рисунках. Різниця у розмірі зерна при однакових деформаціях може бути

Таблиця 2 – Хімічний склад сталі марки X70, що була досліджена пластометричним методом

Марка сталі	Хімічний склад, %											
	C	Mn	Si	S	P	Al	Ti	Mo	Nb	V	N	B
X70	0,1	1,68	0,25	0,005	0,011	0,036	0,02	0,01	0,048	0,078	0,005	0,001

Для розрахунку межі плинності, на підставі дослідних даних, була отримана наступна залежність [22]:

$$\sigma_{t(X70)} = 3661,2 \exp(-0,0047t) \times (0,1126 \ln(\varepsilon) + 0,9543) \times (2,1583u^{0.126}) \times (0,1344 \exp^{0.0021t}), \quad (5)$$

де t – температура деформації, °C; ε – ступінь деформації, %; u – швидкість деформації, s^{-1} .

Відповідно до умов, при яких були отримано розміри зерен аустеніту [20], рис. 1, на підставі залежності (5) виконано розрахунок межі плинності, результати наведені в табл. 3.

Таблиця 3 – Дослідні дані та розрахунок межі плинності

$t, ^\circ\text{C}$	ε , відн. од.	D , мкм	$\frac{1}{\sqrt{D}}$	S , мкм ²	u , с ⁻¹	σ_t , МПа
1050	0,1	51	0,14	2042,825	1	84,06
1050	0,2	38	0,16	1134,118	1	89,46
1050	0,3	35	0,17	962,115	1	92,63
1050	0,4	32	0,18	804,250	1	94,87
1050	0,5	28	0,19	615,754	1	96,61
1050	0,6	27	0,19	572,557	1	98,03
1050	0,7	25	0,20	490,875	1	99,23

Показники в формулі Холла-Петча (4) [23, 24] σ_0 та k , звичайним методом визначаються з залежності між показником механічних випробувань, в нашому випадку це межа плинності σ_t та розміром зерна $\frac{1}{\sqrt{D}}$. При чому, σ_0 визначається з екстраполяції прямолі-

п'язана з різними хімічним складом сталі та різними температурами аустенізації.

Для визначення властивостей сталі, в залежності від розмірів зерен аустеніту, використовують співвідношення Холла-Петча:

$$\sigma_t = \sigma_0 + k/\sqrt{D}, \quad (4)$$

де σ_0 – напруга, яка характеризує опір пластичної деформації з боку кристалічної решітки, МПа; k – коефіцієнт, який характеризує внесок в зміцнення з боку меж зерен.

Для розрахунків по співвідношенню (4) необхідні дані по відповідним механічним випробуванням. Нажаль автор роботи [20] такі дослідження не проводив. Замість цього, використані дані роботи [22], по результатах високотемпературних пластометричних досліджень марки сталі X70, що є найбільш наближеною до марки 06Г2ДБ (Х65). Хімічний склад марки сталі X70, що була досліджена, наведений в табл. 2.

нійної залежності σ_t до значення $\frac{1}{\sqrt{D}} = 0$, що відповідає нескінченно великому розміру зерна. Коефіцієнт k визначається як тангенс кута нахилу лінійної залежності між σ_t та $\frac{1}{\sqrt{D}}$ [23, 24].

Для розрахунку показників σ_0 та k для дослідної сталі марки 06Г2ДБ (Х65), виконано обробку даних, табл. 3, результати якої наведені на рис. 4.

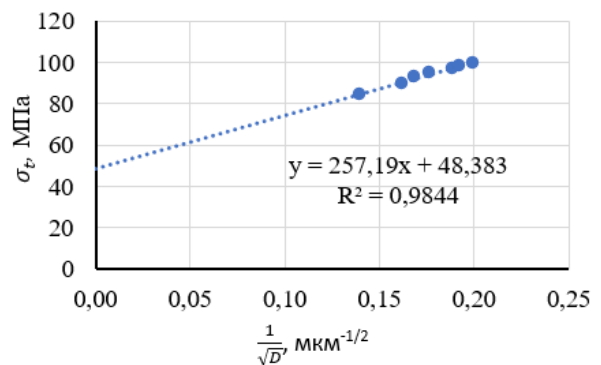


Рисунок 4 – Залежність σ_t від $\frac{1}{\sqrt{D}}$ для розрахунку показників σ_0 та k , які використовуються в формулі Холла-Петча

Таким чином, показник σ_0 становить 48,383 МПа, показник k становить 257,19 МПа \times мкм^{-1/2}.

На підставі отриманих показників, виконано розрахунок межі плинності по формулі Холла-Петча по всьому діапазону досліджених даних. Результати наведені на рис. 5.

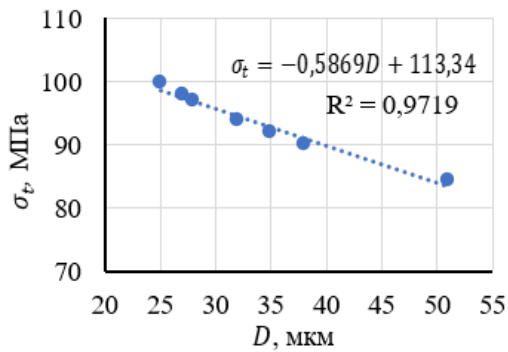


Рисунок 5 – Залежність σ_t , розрахованої по формулі Холла-Петча від діаметру зерна аустеніту

Залежність межі плинності сталі марки 06Г2ДБ (Х65), розрахованої по формулі Холла-Петча від діаметру зерна аустеніту має наступний вигляд:

$$\sigma_t = -0,5869D + 113,34. \quad (6)$$

Таким чином, для розрахунку межі плинності сталі марки 06Г2ДБ (Х65) може бути використане співвідношення Холла-Петча (4) з відповідними отриманими показниками σ_0 та k , або залежність (6)

На підставі отриманих результатів можна зазначити, що найбільш інтенсивне зменшення розміру зерна аустеніту при чорновій прокатці відбувається при деформації від 10 % до 20 %, тобто з 51 мкм до 38 мкм, що становить 50 %. При подальшому збільшенні деформації інтенсивність зменшення зерна знижується. Деформація від 20 % до 70 % зменшує зерно аустеніту лише з 38 мкм до 25 мкм, що сумарно також становить 50%.

З метою отримання якомога більш дрібного розміру зерна аустеніту при чорновій прокатці мікролегованих марок сталі, зокрема сталі марки 06Г2ДБ (Х65), ступінь деформації за прохід повинна бути близькою до 20 %, або більшою. В більш ранніх дослідженнях [21], вважалось, що при схожих умовах (температура деформації 1050°C), для зменшення зерна аустеніту достатньо деформації у 10 %.

Підвищена деформація повинна здійснюватися від початку чорнової прокатки до температури гальмування рекристалізації, для сталі марки 06Г2ДБ (Х65) ця температура становить 900,5 °С, що забезпечує ефективне зменшення розміру зерна. Виключенням є стадія прокатки з розбивкою ширини або довжини, при яких обмеженням може бути максимальний кут захоплення, потужність та обертаючий момент головного двигуна прокатного стану.

Слід зазначити, що в залежності від розмірів заготовки та марки сталі, при чорновій прокатці, товстолістовий стан 3600 МК «АЗОВСТАЛЬ» забезпечує ступінь деформації до 30 %, а стан 3000 ММК «ІМЕНІ ІЛЛІЧА» до 40 %. Ширококутовий стан 1700 ММК «ІМЕНІ ІЛЛІЧА» та стан 1680 МК «Запорожсталь» дозволяють виконувати деформацію до 20-30 %. Таким чином, технічні можливості вітчизняних станів забезпечують дотримання підвищених умов деформації, що дозволяє розробляти техноло-

гію та виробляти продукцію, яка відповідає сучасним технологічним тенденціям та вимогам з якості.

ВИСНОВКИ. Шляхом обробки дослідних даних отримана залежність діаметру зерна аустеніту від ступеня деформації трубної сталі марки 06Г2ДБ (Х65) при температурі 1050 °С.

Вперше, в результаті комбінації даних по діаметру зерна аустеніту та високотемпературних пластометричних досліджень властивостей сталі, отримана залежність межі плинності сталі марки 06Г2ДБ (Х65), розрахованої по формулі Холла-Петча, від діаметру зерна аустеніту.

Встановлено, що з метою отримання якомога більш дрібного розміру зерна аустеніту, при чорновій прокатці мікролегованих марок сталі, зокрема сталі марки 06Г2ДБ (Х65), ступінь деформації за прохід повинна бути близькою до 20 %, або більшою. Підвищена деформація повинна здійснюватися від початку чорнової прокатки до температури гальмування рекристалізації. Дотримання цих вимог дозволить забезпечити виробництво продукції, яка відповідає сучасним вимогам з якості та одночасно дозволяє оцінювати технічні можливості існуючого устаткування.

ЛІТЕРАТУРА

- Спектор Я. И., Куницкая И. Н., Тумко А. Н. [и др.]. Термокинетические диаграммы и механизмы рекристаллизации при многопроходной горячей деформации специальных сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2009. № 1. С. 11–17.
- Muszka K., Dziejcz D., Madej L., Majta J., Hodgson P. D., Palmiere E. J. The development of ultrafine-grained hot rolling products using advanced thermomechanical processing. *Materials Science & Engineering*. A. 2014. Vol. 610. P. 290–296. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.051>.
- Mohammad Masoumi, Cleiton Carvalho Silva, Hamilton Ferreira Gomes de Abreu. Effect of crystallographic orientations on the hydrogen-induced cracking resistance improvement of API 5L X70 pipeline steel under various thermomechanical processing. *Corrosion Science*. 2016. Vol. 111. P. 121–131. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.05.003>.
- LI Hai-jun, LI Zhen-lei, YUAN Guo, WANG Zhao-dong, WANG Guo-dong. Development of New Generation Cooling Control System After Rolling in Hot Rolled Strip Based on UFC. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2013. № 20(7). P. 29–34.
- LIU En-yang, ZHANG Dian-hua, SUN Jie, PENG Liang-gui, GAO Bai-hong, SU Li-tao. Algorithm Design and Application of Laminar Cooling Feedback Control in Hot Strip Mill. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2012. № 19(4). P. 39–42. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(12\)60085-5](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(12)60085-5).
- Kukhar Volodymyr, Prysiaznyi Andrii, Balalayeva Elena, Anishchenko Oleksandr. Designing of induction heaters for the edges of pre-rolled wide ultrafine sheets and strips correlated with the chilling end-effect. *Modern Electrical and Energy System MEES'2017*. IEEE. Kremenchuk, Ukraine, Kremenchuk Mykhailo Ostrohradskyi National

- University, November 15–17. 2017. P. 404–407. DOI: <https://doi.org/10.1109/MEES.2017.8248945>.
7. Yunbo Xu, Yongmei Yu, Xianghua Liu, Guodong Wang. Modeling of microstructure evolution and mechanical properties during hot-strip rolling of Nb steels. *Journal of University of Science and Technology*. Beijing. 2008. Vol. 15. P. 396–401. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1005-8850\(08\)60075-4](https://doi.org/10.1016/S1005-8850(08)60075-4).
8. Korczak P., Dyja H. Investigation of microstructure prediction during experimental thermomechanical plate rolling. *Journal of Materials Processing Technology*. 2001. Vol. 109. P. 112–119. PII: S 0924-0136(00)00784-6.
9. Xiangwei Kong, Liangyun Lan. Optimization of mechanical properties of low carbon bainitic steel using TMCP and accelerated cooling. *Procedia Engineering*. Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan, 2014. Vol. 81. P. 114–119. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.09.136>.
10. Sir Harshad Bhadeshia. Thermomechanical Treatment of Steels. *Microstructure and Properties* (Fourth edition). 2017. P. 271–301. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100270-4.00010-X>.
11. Carretero Olalla V., Bliznuk V., Sanchez N., Thibaux P., Kestens L. A. I., Petrov R. H. Analysis of the strengthening mechanisms in pipeline steels as a function of the hot rolling parameters. *Materials Science & Engineering: A*. 2014. Vol. 604. P. 46–56. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.066>.
12. Zhao J., Hu W., Wang X., Kang J., Cao Y., Yuan G., Di H., Misra R.D.K. A Novel thermomechanical controlled processing for large-thickness microalloyed 560 MPa (X80) pipeline strip under ultra-fast cooling. *Materials Science & Engineering: A*. 2016. Vol. 673. P. 373–377. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.089>.
13. Zhao J., Hu W., Wang X., Kang J., Yuan G., Di H., Misra R.D.K. Effect of microstructure on the crack propagation behavior of microalloyed 560 MPa (X80) strip during ultra-fast cooling. *Materials Science & Engineering: A*. 2016. Vol. 666. P. 214–224. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.073>.
14. TAN Wen, LIU Zhen-yu, WU Di, WANG Guodong. Artificial Neural Network Modeling of Microstructure During C-Mn and HSLA Plate Rolling. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2009. 16(2). P. 80–83. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(09\)60032-7](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60032-7).
15. DONG Rui-feng, SUN Li-gang, LIU Zhe, WANG Xue-lian, LIU Qing-you. Microstructures and Properties of X60 Grade Pipeline Strip Steel in CSP Plant. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2008. P. 71–75. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60035-7](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60035-7).
16. Gervasyev Alexey, Carretero Olalla Victor, Sidor Jurij, Sanchez Mouriño Nuria, Kestens Leo A.I., Petrov Roumen H. An approach to microstructure quantification in terms of impact properties of HSLA pipeline steels. *Materials Science & Engineering: A*. 2016. Vol. 677. P. 163–170. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.043>.
17. Курпе О. Г., Кухар В. В., Шибаніц О. М. Освоєння виробництва гарячекатаних рулонів зі сталі марки X52M для подальшого виробництва труб згідно з вимогами API-5L, на стані 1700 ПрАТ «ММК ІМЕНІ ІЛІПЧА». *Вісник КрНУ імені Михайла Остроградського. Сучасні технології в машинобудуванні, транспорті та гірництві*. Вип. 5(112). 2018. С. 65–74.
18. Кухар В. В., Курпе О. Г. Розробка технології виробництва листового прокату товщиною 4 мм на стані 3200 заводу Tramet SpA. *Металургическая и горнорудная промышленность*. 2018. № 2. С. 24–29.
19. Boretto F., Borbas R., Yue, S. Jonas T.J. Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials. Tokyo : Isis, 1988. 49 p.
20. Chastukhin A. V., Ringinen D. A., Khadeev G. E., Efron L. I. Effect of Reheating on Grain Size Evolution in High Strength Linepipe Steel. *Materials Science Forum*. 2013, Vol. 753. P. 449–452.
21. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю. И. и др. Ниобийсодержащие низколегированные стали. Москва : СП Интернет Инжиниринг, 1999. 94 с.
22. Капланов В. И., Курпе А. Г. Усовершенствованная зависимость для определения пластических свойств стали категории прочности X70. *Университетская наука – 2009* : тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. Мариуполь : ПГТУ, 2009. С. 156–157.
23. Нохрин А. В., Чувильдеев В. Н., Копылов В. И., Лопатин Ю. Г., Пирожникова О. Э., Сахаров Н. В., Пискунов А. В., Козлова Н. А. Соотношение Холла-Петча в нано- и микрокристаллических металлах, полученных методами интенсивного пластического деформирования. *Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского*. 2010. №5 (2). С. 139–143.
24. Черкасова Т. В., Козлов Э. В. Параметры уравнения Холла-Петча на пределе текучести в аустенитных сталях легированных азотом. *Естественные и гуманитарные науки в XXI веке*. Материалы регион. науч. конф., посвященной 10 ООФ ТГАСУ. Томск, 2004. С. 35–41.

RECRISTALIZATION PROCESSES RESEARCH IN CONDITIONS OF THERMOMECHANICAL ROLLING PROCESS OF STEEL GRADE X65

O. Kurpe, V. Kukhar

Pryazovskyi State Technical University

vul. Universytetska, 7, Mariupol, 87555, Ukraine. E-mail: aleksandr.kurpe@gmail.com

Purpose. The purpose of the study is to determine the regularity between the change in the austenite grain size and the yield strength of steel grade X65 and establish the deformation limits, which will provide the smallest austenite grain size. **Methodology.** In this paper, the properties of steel grade 06G2BD (X65) have been investigated under temperature conditions of hot roughing rolling. The studies of the austenite grain diameter change of steel grade X65 and the high-temperature plastometric tests of the steel grade analogue X70 have been combined and processed. **Findings.** By processing the experimental data, the dependence of the austenite grain area on the degree of deformation at a tem-

perature of 1050 °C has been obtained. The indices σ_0 and k used in the Hall-Petch formula have been obtained. Based on the indices the yield strength of the steel grade X65 has been calculated at a temperature of 1050 °C and the diameter of the austenite grain of 25-51 μm , which corresponds to the degree of deformation of 0.7-0.1 Rel. units. According to the results of the study, it has been found that the most intense reduction in the size of the austenite grain of steel grade 06G2DB (X65) occurs during roughing rolling at deformation from 10 % to 20 %, i.e. from 51 μm to 38 μm , which is 50 %. With further increase in deformation, the intensity of grain reduction decreases. The deformation in the range of 20 % to 70 % reduces the austenite grain from only 38 μm to 25 μm , which is a total of 50%. **Originality.** For the first time, the dependence of the yield strength of steel grade 06G2DB (X65) on the diameter of austenite grain calculated by the Hall-Petch formula has been obtained. **Practical value.** The performed research of the properties of steel grade 06G2BD (X65) and the obtained results allow us to control recrystallization processes, as one of the tools of quality formation, in the implementation of thermo-mechanical rolling technology (TMCP). The increased deformation in the period between the austenization process and the onset of the recrystallization inhibition results in a smaller grain of austenite and a correspondingly inherited ferrite grain. **Conclusions.** It has been found that in order to obtain the smallest size of austenite grain during microalloyed steel grades roughing rolling steel grade 06G2DB (X65), in particular, the degree of deformation by pass should be close to 20 % or more.

Key words: hot rolling, austenite, yield strength, steel grade X65, Hall-Petch formula.

REFERENCES

1. Spektor, Ja. I., Kunickaja, I. N., Tumko, A. N., (2009), "Termokineticheskie diagrammy i mehanizmy rekristallizacii pri mnogoprohodnoj gorjachej deformacii special'nyh stalej" [Thermokinetic diagrams and mechanisms of recrystallization at perpetuated hot deformation of special steels], *Novi materialy i tehnologii' v metalurgii' ta mashynobuduvanni* [New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering], № 1, pp. 11–17.
2. Muszka, K., Dzedzic, D., Madej, L., Majta, J., Hodgson, P. D., Palmiere, E. J. (2014), "The development of ultrafine-grained hot rolling products using advanced thermomechanical processing", *Materials Science & Engineering*, Vol. 610, pp. 290–296, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.051>.
3. Masoumi, M., Carvalho, C. S., Gomes de Abreu, H. F. (2016), "Effect of crystallographic orientations on the hydrogen-induced cracking resistance improvement of API 5L X70 pipeline steel under various thermomechanical processing", *Corrosion Science*, Vol. 111, pp. 121–131, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.05.003>.
4. Li, H., Li, Z., Yuan, G., Wang, Z., Wang, G. (2013), "Development of New Generation Cooling Control System After Rolling in Hot Rolled Strip Based on UFC", *Journal of Iron and Steel Research International*, № 20(7), pp. 29–34.
5. Liu, E., Zhang, D., Sun, J., Peng, L., Gao, B., Su, L. (2012), "Algorithm Design and Application of Laminar Cooling Feedback Control in Hot Strip Mill", *Journal of Iron and Steel Research International*, № 19(4), pp. 39–42, [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(12\)60085-5](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(12)60085-5).
6. Kukhar, V., Prysiaznyi, A., Balalayeva, E., Anishchenko, O. (2017), "Designing of induction heaters for the edges of pre-rolled wide ultrafine sheets and strips correlated with the chilling end-effect", *Modern Electrical and Energy System MEES'2017. IEEE*, Kremenchuk, Kremenchuk Mykhailo Ostrohradskyi National University, November 15–17, pp. 404–407, DOI: <https://doi.org/10.1109/MEES.2017.8248945>.
7. Yunbo Xu, Yongmei Yu, Xianghua Liu, Guodong Wang. (2008), "Modeling of microstructure evolution and mechanical properties during hot-strip rolling of Nb steels", *Journal of University of Science and Technology*, Beijing, Vol. 15, pp. 396–401, DOI: [https://doi.org/10.1016/S1005-8850\(08\)60075-4](https://doi.org/10.1016/S1005-8850(08)60075-4).
8. Korczak, P., Dyja, H. (2001), "Investigation of microstructure prediction during experimental thermo-mechanical plate rolling" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 109, pp. 112–119, PII: S 0924-0136(00)00784-6.
9. Xiangwei Kong, Liangyun Lan, (2014), "Optimization of mechanical properties of low carbon bainitic steel using TMCP and accelerated cooling", *Procedia Engineering*. Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan, Vol. 81, pp. 114–119, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.09.136>.
10. Bhadeshia, H. (2017), "Thermomechanical Treatment of Steels", *Microstructure and Properties* (Fourth edition), pp. 271–301, DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100270-4.00010-X>.
11. Carretero Olalla, V., Bliznuk, V., Sanchez, N., Thibaux, P., Kestens, L. A. I., Petrov, R. H. (2014), "Analysis of the strengthening mechanisms in pipeline steels as a function of the hot rolling parameters", *Materials Science & Engineering: A*, Vol. 604, pp. 46–56, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.066>.
12. Zhao, J., Hu, W., Wang, X., Kang, J., Cao, Y., Yuan, G., Di, H., Misra, R. D. K. (2016), "A Novel thermo-mechanical controlled processing for large-thickness microalloyed 560 MPa (X80) pipeline strip under ultra-fast cooling", *Materials Science & Engineering: A*, Vol. 673, pp. 373–377, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.089>.
13. Zhao, J., Hu, W., Wang, X., Kang, J., Yuan, G., Di H., Misra, R. D. K. (2016), "Effect of microstructure on the crack propagation behavior of microalloyed 560 MPa (X80) strip during ultra-fast cooling", *Materials Science & Engineering: A*, Vol. 666, pp. 214–224, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.073>.
14. Tan, W., Liu, Z., Wu, D., Wang, G. (2009), "Artificial Neural Network Modeling of Microstructure During C-Mn and HSLA Plate Rolling", *Journal of Iron and Steel Research International*, 16 (2), pp. 80–83, DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(09\)60032-7](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60032-7).
15. Dong, R., Sun, L., Liu, Z., Wang, X., Liu, Q. (2008), "Microstructures and Properties of X60 Grade Pipeline Strip Steel in CSP Plant", *Journal of Iron and Steel Research International*, pp. 71–75, DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60035-7](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60035-7).

16. Gervasyev, A., Carretero Olalla, V., Nuria, S. Ju. S. M., Kestens, L. A. I., Petrov, R. H. (2016), "An approach to microstructure quantification in terms of impact properties of HSLA pipeline steels", *Materials Science & Engineering: A*, Vol. 677, pp. 163–170, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.043>.
17. Kurpe, O. H., Kuhar, V. V., Shebanic, O. M. (2018), "Osvojenja proizvodnja garjachekatanyh ruloniv zi stali marky X52M dlja podal'shogo proizvodstva trub zgidno z vymogamy API-5L, na stani 1700 PrAT "MMK IMENI ILLICHA" [Mastering the production of hot-rolled coils of X52M steel for further production of pipes in accordance with the requirements of API-5L, as of 1700 PJSC "MMK NAMED AFTER ILLICH"]", *Visnyk KrNU imeni Myhajla Ostrograds'kogo* [Transactions of Kremenchuk Mykhailo Ostrohradskyi National University], Vyp. 5(112), pp. 65–74.
18. Kuhar, V. V., Kurpe, O. H. (2018), "Rozrobka tehnologii' proizvodstva lystovogo prokatu tovshhynuju 4 mm na stani 3200 zavodu Trametal SpA" [Development of technology for the production of rolled sheet metal with a thickness of 4 mm at mill 3200 of the Trametal SpA plant], *Metallurgicheskaja y gornorudnaja promishlennost'* [Metallurgical and mining industry], № 2, pp. 24–29.
19. Boretto, F., Borbas, R., Yue, S. Jonas, T. J. (1988), "Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials", Tokyo, Isis, 49 p.
20. Chastukhin, A. V., Ringinen, D. A., Khadeev, G. E., Efron, L. I. (2013), "Effect of Reheating on Grain Size Evolution in High Strength Linepipe Steel", *Materials Science Forum*, Vol. 753, pp. 449–452.
21. Hajsterkamp, F., Hulka, K., Matrosov, Ju. I. (1999), "Niobijsoederzhashhie nizkolegirovannye stali" [Niobium-containing low alloy steels], Moscow, SP Internet Engineering, 94 p.
22. Kaplanov, V. I., Kurpe, A. H. (2009), "Usovershenstvovannaja zavisimost' dlja opredelenija plasticheskikh svojstv stali kategorii prochnosti X70" [Improved dependence for determining the plastic properties of steel of strength category X70], *Universitetskaja nauka – 2009* [University Science - 2009], Mariupol', PGU, pp. 156–157.
23. Nohrin, A. V., Chuvil'deev, V. N., Kopylov, V. I., Lopatin, Ju. G., Pirozhnikova, O. Je., Saharov, N. V., Piskunov, A. V., Kozlova, N. A. (2010), "Sootnoshenie Holla-Petcha v nano- i mikrokrystallicheskih metallah, poluchennyh metodami intensivnogo plasticheskogo deformirovanija" [The Hall-Petch ratio in nano- and microcrystalline metals obtained by intensive plastic deformation], *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo* [Bulletin of the Nizhny Novgorod N.I. Lobachevsky University], №5 (2), pp. 139–143.
24. Cherkasova, T. V., Kozlov, Je. V. (2004), "Parametry uravnenija Holla-Petcha na predele tekuchesti v austenitnyh staljah legirovannyh azotom" [Parameters of the Hall-Petch equation at the yield strength in austenitic steels doped with nitrogen], *Estestvennye i gumanitarnye nauki v XXI veke* [Natural and human sciences in the twenty-first century], TGASU, Tomsk, pp. 35–41.

Стаття надійшла 20.03.2020.