

УДК 669.15-194.53:669.15-784-194

**Е. В. Парусов, к. т. н.; В. В. Парусов, д. т. н., проф.; Л. В. Сагура, к. т. н.;
І. М. Чуйко, к. т. н.**

МЕХАНІЗМ ПЕРЛІТНОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ У ВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ

Описано дислокаційний механізм перлітного перетворення у вуглецевій сталі. Генезис пластинчатого перліту визначається плоскополігональними стінками з дислокацій, які утворюються за термопластичної деформації, зумовленої процесом охолодження аустеніту. Показано, що кристалізація пластинчатого перліту відбувається, у першу чергу, за рахунок поздовжнього зростання пластинчатих зародків цементиту, а в другу чергу, – за рахунок поперечної кристалізації пластин цементиту і фериту, яка, ймовірно, протікає за механізмом роздільної кристалізації пластин цементиту і фериту за рахунок перенесення вуглецю від аустеніту до цементиту через феритні пластини в межах міжпластиночної відстані.

Ключові слова: перлітне перетворення, дислокаційний механізм, вуглецева сталь.

Існує багато теорій утворення перліту [1]. Слід зазначити, що переважно ці теорії містять фізико-математичні моделі процесів перлітового перетворення аустеніту в сталі.

Необхідно підкреслити, що перліт є бікристалом [1], що складається з кристалів фериту і цементиту, проте механізм утворення пластинчастого перліту вивчений на сьогодні недостатньо повно.

Відомий дислокаційний механізм утворення перліту [2, 3]. Пластинчаста морфологія цементиту і фериту в перліті зумовлена такими особливостями механізму перетворення: термопластичною деформацією переохолодженого аустеніту, зумовленою процесом його охолодження, і утворенням полігонізованої структури у вигляді плоских дислокаційних стінок, перпендикулярних площинам легкого ковзання; регулярним розташуванням (відстанню) в аустеніті плоских дислокаційних стінок, яке визначається термодинамікою процесу і тим менше, чим більше переохолодження аустеніту; пружною взаємодією дислокацій, що становлять плоскі стінки, з атомами вуглецю і утворенням унаслідок цього плоских зародків цементиту.

Згідно з [4] залежність міжпластиночної відстані в перліті від ступеня переохолодження підпорядковується параболічному закону, згідно з яким найбільші значення міжпластиночної відстані в перліті відповідають малим переохолодженням, а найменші – великим переохолодженням, тобто швидкість зміни міжпластиночної відстані зменшується зі збільшенням переохолодження. Із підвищенням швидкості охолодження аустеніту за температур нижчих A_1 міжпластиночна відстань у перліті зменшується. Це можна пояснити меншим розвитком процесів анігіляції дислокацій зі зростанням швидкості термопластичної деформації, зумовленої швидкістю охолодження [5]. При цьому логічно припустити, що міжпластиночну відстань у перліті визначають відстанню між плоскополігональними стінками в аустеніті, сформованими перед перетворенням його в перліт.

Підтвердженням дислокаційного механізму перлітного перетворення в сталі У8А є те, що в процесі термопластичної деформації, зумовленої охолодженням від 950 °С до 670 °С з середньою швидкістю 40 °С/год, а потім із піччю, аустеніт має різну структуру залежно від масивності (розмірів) суміжних зразків, відібраних від квадрата 10×10 мм: у масивному (7...8 мм) зразку – мала кількість структурно вільного фериту і перліту, а в тонкому (0,4...0,5 мм) – суцільна цементитна сітка і перліт [6]. Це пояснюють тим, що в тонких

зразках полегшено виток дефектів кристалічної решітки на їхню поверхню, отже, меншу кількість вуглецю пов'язано з дефектами і більша його кількість (порівняно з масивним зразком) перебуває у твердому розчині, сприяючи пересиченню аустеніту (порівняно з масивним зразком) вуглецем і утворенню цементитної сітки по межах перлітних колоній.

Згідно з [7], однорідний (гомогенний) аустеніт завжди перетворюється в пластинчатий перліт, а неоднорідний аустеніт при всіх ступенях переохолодження – у зернистий перліт.

Науково-технологічні розробки зі швидкісного електропатентування вуглецевих сталей [8, 9] також можна трактувати із залученням дислокаційного механізму перлітного перетворення. Ці розробки полягають у такому: гомогенний аустеніт доєвтектоїдної сталі необхідно переохолодити без його розпаду до інтервалу температур 300...600 °С. Після переохолодження одну частину зразків охолоджували на повітрі протягом часу, необхідного для завершення розпаду аустеніту, а потім у воді; іншу частину після певної паузи за температури переохолодження піддавали швидкісному електронагріву. Було показано, що аустеніт одної частини зразків розпадався за кінетикою, близькою відповідній ізотермічній діаграмі, а іншої частини – в інтервалі температур ~ 500...670 °С, при чому час перетворення аустеніту в перліт у другому випадку становив 1...2 с. Мікроструктура електропатентованої сталі 60 представлена на рис. 1 [8].



Рис. 1. Мікроструктура електропатентованої сталі, $\times 30000$

З урахуванням отриманих даних запропонований нами механізм кристалізації пластинчатого перліту доцільно розглянути після викладу закономірностей гомогенного розпаду аустеніту на зернистий перліт.

Згідно з [10], у зернистий перліт гомогенний аустеніт перетворюється лише після термоциклічної обробки (ТЦО) в інтервалі температур, обмежених A_1 і M_n , і ізотермічної витримки за верхньої температури циклу. У роботі [11] було показано, що структура сталі У8 після одного термоциклу гомогенного аустеніту в ізотермічних середовищах (від 300 до 700 °С), подальшій витримці протягом 10 і 20 с і загартування у воді має вигляд, представлений на рис. 2.

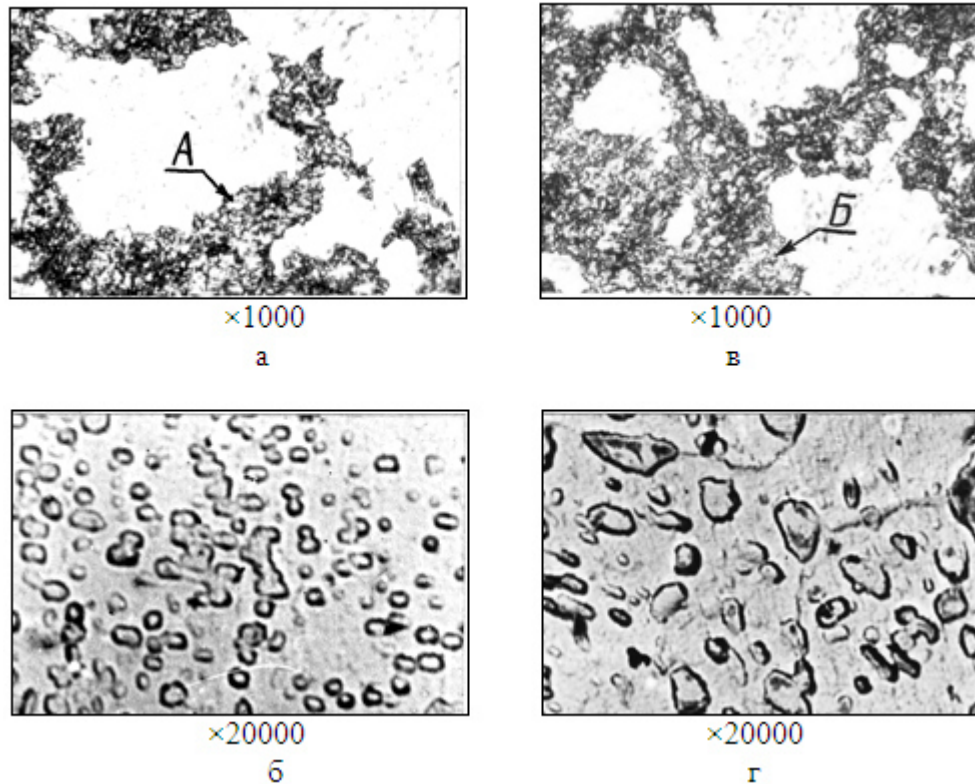


Рис. 2. Мікроструктура високовуглецевої сталі після підстижування до 300 °С та відігріву з подальшою витримкою протягом 10 (а, б) та 20 (в, г) секунд за 700 °С та загартування в воду: б, г – мікроструктури ділянок А та Б відповідно

Як видно з рис. 2, мікроструктура сталі складається зі світлих ділянок, що представляють собою безструктурний мартенсит, і темних ділянок – дрібнодисперсного зернистого перліту. У роботі [11] отримання такої мікроструктури пояснюють тим, що утворення зернистого перліту відбувається безпосередньо під час розпаду гомогенного аустеніту, а не шляхом утворення пластинчастого перліту й подальшої його трансформації в зернистий перліт.

Однак потім було встановлено [10], що морфологія перліту (пластинчата або зерниста) залежить від тривалості витримки за верхньої температури циклу попередньо переохолодженого до нижньої температури циклу аустеніту вуглецевої сталі.

Цей науковий факт можна пояснити так: за малої тривалості витримки (3 с) за 700 °С попередньо переохолодженого аустеніту сталі У8А й подальшому охолодженні на повітрі утворюється пластинчатий перліт, а за витримки 10 с починається сфероїдизація структури, яка повністю завершується за витримки 140 с. Логічно припустити, що в процесі ТЦО на плоских дислокаційних стінках спочатку утворюються пластинчаті зародки цементиту, які сфероїдизуються завдяки виникненню в процесі повного циклу ТЦО комірчастої дислокаційної субструктури.

Отже, запропонований нами механізм кристалізації пластинчастого перліту можна викласти так.

1. У процесі термопластичної деформації, що виникає під час охолодження гомогенного аустеніту, утворюються плоскополігональні дислокаційні стінки, які взаємодіють з атомами вуглецю γ -фази і за температури, нижчої за A_1 , стають центрами зародження пластин цементиту.

2. У першу чергу, кристалізація пластинчастого перліту відбувається за рахунок поздовжнього росту пластинчатих зародків цементиту, а потім – за рахунок поперечної кристалізації, пластин цементиту, що виникли, і фериту в межах міжпластинчатої відстані.

Поперечна кристалізація пластин цементиту і фериту пов'язана з дифузійним

перенесенням вуглецю від аустеніту до цементиту через феритний шар (пластини). При цьому за практично однакових температур коефіцієнт дифузії вуглецю у фериті на два порядки вище, ніж в аустеніті [12]. По мірі дифузії вуглецю у фериті від аустеніту до цементитних пластин відбувається потовщення пластин цементиту й подальше перепакування $\gamma \rightarrow \alpha$ решітки. Отже, перлітне перетворення аустеніту відбувається за механізмом роздільної кристалізації пластин цементиту і фериту [13].

За температури мінімальної стійкості переохолодженого аустеніту (500...530 °С) максимальна швидкість перетворення його в пластинчастий перліт зумовлена мінімальною відстанню між пластинчастими зародками цементиту, унаслідок чого істотно скорочуються шляхи дифузії вуглецю під час запропонованого механізму його перетворення.

Висновки

1. Генезис пластинчатого перліту визначається плоскополігональними стінками з дислокацій, які утворюються під час термопластичної деформації, зумовленої процесом охолодження аустеніту.

2. За температури аустеніту нижчої за точку A_1 плоскополігональні дислокаційні стінки стають центрами зародження цементитних пластин.

3. Міжпластиночна відстань у перліті визначається відстанню між плоскополігональними стінками в аустеніті, сформованими перед перетворенням його на перліт.

4. Кристалізація пластинчатого перліту відбувається, у першу чергу, за рахунок торцевого (поздовжнього) зростання пластинчастих зародків цементиту, а в другу чергу, – за рахунок поперечної кристалізації пластин цементиту і фериту, яка, імовірно, протікає за механізмом роздільної кристалізації пластин цементиту і фериту за рахунок перенесення вуглецю від аустеніту до цементиту через феритні пластини в межах міжпластиночної відстані.

5. За температури мінімальної стійкості переохолодженого аустеніту (500...530 °С) максимальна швидкість перетворення його на пластинчастий перліт зумовлена мінімальною відстанню між пластинчастими зародками цементиту, унаслідок чого істотно скорочуються шляхи дифузії вуглецю під час запропонованого механізму його перетворення.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Счастливец В. М. Перлит в углеродистых сталях / [В. М. Счастливец, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева и др.]. – Екатеринбург. : УрО РАН, 2006. – 311 с.
2. Парусов В. В. Морфологические особенности перлита при превращениях гомогенного аустенита / В. В. Парусов // Сб. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Днепропетровск: Визион. – 1998. – Вып. 2. – С. 355 – 364.
3. Губенко С. И. Деформация металлических материалов / С. И. Губенко, В. В. Парусов. – Днепропетровск: Арт-пресс, 2006. – 316 с.
4. Парусов Э. В. Влияние режимов охлаждения на превращения аустенита в перлит / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура, А. И. Сивак // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. тр. – 2011. – Вып. 58. – С. 527 – 531.
5. Парусов В. В. Влияние скорости достижения температур изотермического превращения аустенита на дисперсность перлита в углеродсодержащих сталях / В. В. Парусов, В. А. Олейник, Ж. А. Борисова, Г. В. Галенко // Сб. Производство и свойства термически обработанного проката: Металлургия. – 1988. – С. 39 – 41.
6. Парусов В. В. Развитие теоретических представлений о перлитном превращении в сталях / В. В. Парусов, Э. В. Парусов, О. В. Парусов, Л. В. Сагура, И. Н. Чуйко, А. И. Сивак // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : Сб. научн. тр. – 2013. – Вып. 27. – С. 200 – 204.
7. Гуляев А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1986. – 542 с.
8. Гриднев В. Н. Электронномикроскопическое исследование структуры электроотпущенной стали / В. Н. Гриднев, Ю. Н. Петров // Вопросы физики металлов и металлостроения. – 1964. – № 19. – С. 79 – 86.
9. Гриднев В. Н. Перспективы применения скоростной электротермической обработки в производстве стальных канатов / В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, Н. Ф. Черненко, Д. И. Никоненко // Стальные канаты. – 1971. – № 8. – С. 292 – 300.

10. Парусов В. В. Разработка высокоэффективных процессов термической обработки мелкосортного проката и катанки и их промышленное освоение: дис. ...доктора тех. наук : 05.16.01 / Парусов Владимир Васильевич. – Д., 1989. – 413 с.
11. Долженков И. И. Исследование механизма и кинетики образования структуры зернистого перлита при термической обработке катанки и проволоки: дис. ...кандидата тех. наук : 05.16.01 / Долженков Игорь Иванович. – Днепропетровск, 1986. – 122 с.
12. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. – М. : Metallurgiya, 1978. – 248 с.
13. Бунин К. П. О зарождении и строении перлита / К. П. Бунин, Ю. К. Бунина, В. И. Мазур // МиТОМ. – 1971. – № 10. – С. 6 – 7.

Парусов Едуард Володимирович – к. т. н., старший науковий співробітник відділу термічної обробки металу для машинобудування, +380 56 776 82 28, tometal@ukr.net.

Парусов Володимир Васильович – д. т. н., проф., завідувачий відділом термічної обробки металу для машинобудування, +380 56 776 82 28, alyance2000@ukr.net.

Сагура Людмила Володимирівна – к. т. н., старший науковий співробітник відділу термічної обробки металу для машинобудування, +380 56 776 82 28, 095 591 77 50, slv_metal@mail.ru.

Чуйко Ігор Миколайович – к. т. н., науковий співробітник відділу термічної обробки металу для машинобудування, +380 56 776 82 28, ichuuko@mail.ru.

Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України (ІЧМ НАНУ).

E. V. Parusov, Cand. Sc. (Eng.); V. V. Parusov, Dc. Sc. (Eng.), Prof.; L. V. Sahura, Cand. Sc. (Eng.); I. M. Chuiko, Cand. Sc. (Eng.)

THE MECHANISM OF PEARLITIC TRANSFORMATION IN CARBON STEEL

The paper describes the dislocation mechanism of pearlitic transformation in carbon steel. Genesis of lamellar pearlite is determined by flat-polygonal walls from dislocations, which are formed during thermoplastic deformation caused by austenite cooling process. Lamellar pearlite crystallization is shown to occur primarily due to the end (longitudinal) growth of lamellar cementite nuclei and secondarily – due to transverse crystallization of cementite and ferrite lamellae, which apparently occurs by the mechanism of separate crystallization of the cementite and ferrite lamellae through carbon transfer from austenite to cementite via ferrite lamellae within the interlamellar distance.

Keywords: pearlitic transformation, dislocation mechanism, carbon steel.

There exist many theories of pearlite formation [1]. It should be noted that these theories include, mainly, physical-mechanical models of the processes of austenite pearlitic transformation into steel.

It should be emphasized that pearlite is a bicrystal [1], consisting from ferrite and cementite crystals. At present, however, the mechanism of lamellar pearlite formation has not been sufficiently studied. Dislocation mechanism of pearlite formation is known [2, 3]. Lamellar morphology of cementite and ferrite in pearlite is determined by the following special features of the transformation mechanism: by thermoplastic deformation of overcooled austenite, caused by the cooling process, and formation of a polygonized structure in the form of flat dislocation walls, perpendicular to the planes of easy slip; regular arrangement (distance) of flat dislocation walls in austenite, determined by thermodynamics of the process, which is the smaller, the more overcooled austenite is; elastic interaction of dislocations, forming flat walls, with the atoms of carbon, which results in the formation of flat cementite nuclei.

According to [4], dependence of interlamellar distance in pearlite on overcooling degree obeys the parabolic law, in accordance with which the biggest values of interlamellar distance in pearlite correspond to small overcooling degree while the lowest values correspond to greater overcooling, i.e. interlamellar distance change rate decreases with increased overcooling. With increased austenite cooling rate at temperature A_1 , interlamellar distance in pearlite decreases. This could be explained by less intensive development of dislocation annihilation processes with growing thermoplastic deformation rate, determined by the cooling rate [5]. It would be logical to assume that interlamellar distance in pearlite is determined by the distance between flat-polygonal walls in austenite, which were formed prior to its transformation into pearlite.

Dislocation mechanism of pearlite transformation in steel Y8A is confirmed by the fact that in the process of thermoplastic deformation, caused by cooling from $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ to $670\text{ }^{\circ}\text{C}$ with average rate of $40\text{ }^{\circ}\text{C} / \text{hour}$ and then with a furnace, austenite has different structure depending on the size of adjacent samples, taken off from the square $10\times 10\text{ mm}$: in a massive sample ($7\dots 8\text{ mm}$) there is a small amount of structurally free ferrite and pearlite while in a thin sample there is a continuous cementite network and pearlite [6]. This is explained by the fact that in thin samples there is an easier drain of the crystal lattice to the surface and, consequently, smaller amount of carbon is associated with defects and greater amount of it (as compared with a massive sample) is in a solid solution, facilitating austenite oversaturation with carbon and cementite network formation along the boundaries of pearlite colonies.

According to [7], homogeneous austenite is always transformed into lamellar pearlite while

inhomogeneous austenite is transformed into granular pearlite for all overcooling degrees.

Scientific-engineering developments on high-speed electro-patenting (HSEP) of carbon steels [8, 9] could also be interpreted with the application of dislocation mechanism of pearlitic transformation as follows: homogeneous austenite of hypoeutectoid steel should be cooled to the temperature in the range of 300 – 600 °C without its decomposition. After overcooling a part of samples was cooled in the air during the period, necessary for the complete austenite decomposition, and then – in water; the other part, after a certain pause, was subjected to high-speed electric heating at the overcooling temperature. Austenite of the first part of samples was shown to decompose with the kinetics, which is close to the corresponding isothermal diagram, and austenite in the samples of the second part – at the temperature in the range of 500 - 670 °C, the time of austenite transformation into pearlite in the second case being 1 – 2 s. Microstructure of the electro-patented steel 60 is presented in Fig. 1 [8].



Fig. 1. Microstructure of the electro-patented steel, $\times 30000$

Taking the obtained data into account, the proposed mechanism of lamellar pearlite crystallization would be expedient to be considered after description of the regularities of homogeneous austenite decomposition into granular pearlite.

According to [10], homogeneous austenite is transformed into granular pearlite only after thermocyclic treatment (TCT) at the temperature in the range, limited by A_1 and M_s , and isothermal exposure at the upper level of the cycle temperature.

In [11] it is shown that after one thermal cycle of homogeneous austenite in isothermal environments (from 300 to 700 °C), followed by exposure within 10 and 20 s and water hardening, the structure of steel Y8 has the form shown in Fig. 2.

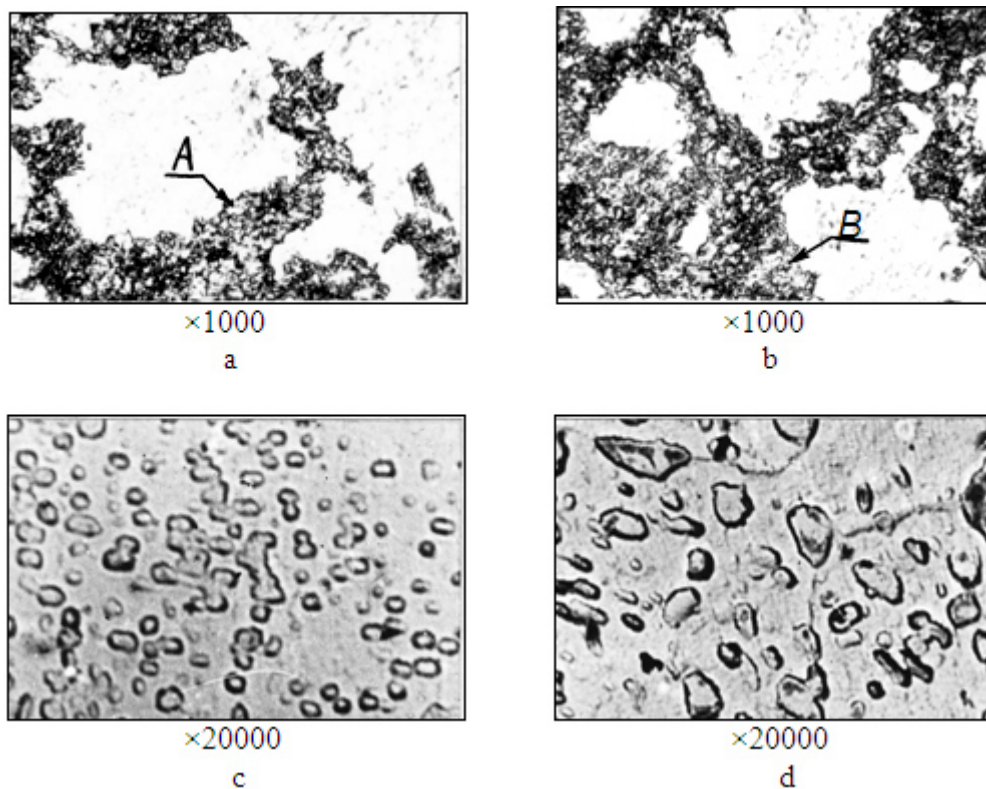


Fig. 2. Microstructure of high-carbon steel after cooling to 300 °C and heating up, followed by exposure within 10 (a, b) and 20 (c, d) seconds at 700 °C and water hardening; b, d – microstructures of areas A and B respectively

As it is evident from this figure, steel microstructure consists from light areas of structureless martensite and dark areas of finely dispersed granular pearlite. In [11] obtaining of such microstructure is explained by the fact that granular pearlite formation occurs directly after homogeneous austenite decomposition and not due to the lamellar pearlite formation followed by its transformation into granular pearlite.

It was discovered later, however, that pearlite morphology (lamellar or granular) depends on the duration of carbon steel austenite exposure at the upper level of the cycle temperature after its preliminary overcooling to the lower level of the cycle temperature.

This scientific fact could be explained as follows. For short duration of exposure (3 s at 700 °C) of the preliminary overcooled austenite of steel Y8A, followed by its cooling in the air, lamellar pearlite is formed (Fig. 2, a), while after exposure within 10 s spheroidization of the structure begins, which is fully completed after exposure within 140 s. Under this logic it could be supposed that in the process of TCT lamellar cementite nuclei are formed, which are later spheroidized due to formation of cellular dislocation substructure in the process of full TCT cycle.

Thus, the proposed mechanism of lamellar pearlite crystallization process can be described in the following way:

1. In the process of thermoplastic deformation, caused by cooling of homogeneous austenite, flat-polygonal dislocation walls are formed, which interact with the atoms of carbon in γ -phase and at the temperature below A_1 become the centers of cementite lamellae nucleation.

2. Lamellar pearlite crystallization occurs primarily due to longitudinal growth of lamellar nuclei of cementite and then – due to transverse crystallization of the cementite and ferrite lamellae, which were formed within interlamellar distance.

Transverse crystallization of the lamellae of cementite and ferrite is associated with diffusion transfer of carbon from austenite to cementite via the ferrite layer (lamellae). It should be noted that at practically equal temperatures diffusion coefficient of carbon in ferrite is by two orders of magnitude higher than that in austenite [12]. In the process of carbon diffusion in ferrite from

austenite to cementite lamellae thickening of cementite lamellae is observed, followed by repacking of $\gamma \rightarrow \alpha$ lattice. Therefore, pearlite transformation of austenite occurs according to the mechanism of separate crystallization of cementite and ferrite lamellae [13].

At the temperature of minimum stability of overcooled austenite (500...530 °C) maximal rate of its transformation into a lamellar pearlite is determined by minimal distance between lamellar cementite nuclei, which results in significant reduction of carbon diffusion paths if the proposed mechanism of its transformation is realized.

Conclusions

Genesis of lamellar pearlite is determined by flat-polygonal walls from dislocations, which are formed during thermoplastic deformation caused by austenite cooling process.

At the austenite temperature below point A_1 flat polygonal dislocation walls become the centers of cementite lamellae nucleation.

Interlamellar distance in pearlite is determined by the distance between flat-polygonal walls in austenite, formed prior to its transformation into pearlite.

Lamella pearlite crystallization occurs, primarily, due to the end (longitudinal) growth of lamellar nuclei of cementite and, secondarily, due to transverse crystallization of the lamellae of cementite and ferrite, which, most probably, occurs by the mechanism of separate crystallization of the lamellae of cementite and ferrite through carbon transfer from austenite to cementite via ferrite lamellae within the interlamellar distance.

At the temperature of minimum stability of overcooled austenite (500...530 °C) maximal rate of its transformation into a lamellar pearlite is determined by minimal distance between lamellar cementite nuclei, which results in significant reduction of carbon diffusion paths, if the proposed mechanism of its transformation is realized.

REFERENCES

1. Счастливец В. М. Перлит в углеродистых сталях / [В. М. Счастливец, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева и др.]. – Екатеринбург. : УрО РАН, 2006. – 311 с.
2. Парусов В. В. Морфологические особенности перлита при превращениях гомогенного аустенита / В. В. Парусов // Сб. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Днепропетровск: Визион. – 1998. – Вып. 2. – С. 355 – 364.
3. Губенко С. И. Деформация металлических материалов / С. И. Губенко, В. В. Парусов. – Днепропетровск: Арт-пресс, 2006. – 316 с.
4. Парусов Э. В. Влияние режимов охлаждения на превращения аустенита в перлит / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура, А. И. Сивак // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. тр. – 2011. – Вып. 58. – С. 527 – 531.
5. Парусов В. В. Влияние скорости достижения температур изотермического превращения аустенита на дисперсность перлита в углеродсодержащих сталях / В. В. Парусов, В. А. Олейник, Ж. А. Борисова, Г. В. Галенко // Сб. Производство и свойства термически обработанного проката: Металлургия. – 1988. – С. 39 – 41.
6. Парусов В. В. Развитие теоретических представлений о перлитном превращении в стали / В. В. Парусов, Э. В. Парусов, О. В. Парусов, Л. В. Сагура, И. Н. Чуйко, А. И. Сивак // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : Сб. научн. тр. – 2013. – Вып. 27. – С. 200 – 204.
7. Гуляев А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1986. – 542 с.
8. Гриднев В. Н. Электронномикроскопическое исследование структуры электроотпущенной стали / В. Н. Гриднев, Ю. Н. Петров // Вопросы физики металлов и металлостроения. – 1964. – № 19. – С. 79 – 86.
9. Гриднев В. Н. Перспективы применения скоростной электротермической обработки в производстве стальных канатов / В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, Н. Ф. Черненко, Д. И. Никоненко // Стальные канаты. – 1971. – № 8. – С. 292 – 300.
10. Парусов В. В. Разработка высокоэффективных процессов термической обработки мелкосортного проката и катанки и их промышленное освоение: дис. ...доктора тех. наук : 05.16.01 / Парусов Владимир Васильевич. – Д., 1989. – 413 с.
11. Долженков И. И. Исследование механизма и кинетики образования структуры зернистого перлита при

термической обработке катанки и проволоки: дис. ...кандидата тех. наук : 05.16.01 / Долженков Игорь Иванович. – Днепропетровск, 1986. –122 с.

12. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. – М. : Metallurgiya, 1978. – 248 с.

13. Бунин К. П. О зарождении и строении перлита / К. П. Бунин, Ю. К. Бунина, В. И. Мазур // МиТОМ. – 1971. – № 10. – С. 6 – 7.

Parusov Eduard – Cand. Sc. (Eng.), senior research worker of the Department of Thermal Treatment of Metals for Mechanical Engineering, +380 56 776 82 28, tometal@ukr.net.

Parusov Vladimir – Dc. Sc. (Eng.), Prof., Head of the Department of Thermal Treatment of Metals for Mechanical Engineering, +380 56 776 82 28, alyance2000@ukr.net.

Sahura Liudmila – Cand. Sc. (Eng.), senior research worker of the Department of Thermal Treatment of Metals for Mechanical Engineering, +380 56 776 82 28, 095 5917750, slv_metal@mail.ru.

Chuiko Igor – Cand. Sc. (Eng.), research worker of the Department of Thermal Treatment of Metals for Mechanical Engineering, +380 56 776 82 28, ichuyko@mail.ru.

Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine