

УДК 669.1.017:669.112.227.3:669.141.24
DOI:10.30838/J.PMNTM.2413.240418.34.103

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА КИНЕТИКУ РАСПАДА АУСТЕНИТА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С82D^V

ПАРУСОВ Э. В.¹, к. т. н., с. н. с.,
КЛИМЕНКО А. П.², к. т. н., с. н. с.,
ЛУЦЕНКО В. А.³, д. т. н., с. н. с.,
ЧУЙКО И. Н.⁴, к. т. н.,
САГУРА Л. В.^{5*}, к. т. н.,
СИВАК А. И.⁶

¹ Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, 49000, Украина, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

² Украинский государственный химико-технологический университет, пр. Гагарина 8, Днепро, 49005, Украина, тел. +38(056) 778-26-41, e-mail: klimenko_a_p@ukr.net

³ Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, 49000, Украина, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: lutsenko-va@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-4604-5592

⁴ Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, 49000, Украина, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: ferroslay@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

^{5*} Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, 49000, Украина, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: slv_metal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

⁶ Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, 49000, Украина, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: allasivak@ukr.net, ORCID ID: 0000-0001-6948-7732

Аннотация. Постановка проблемы. Современные тенденции строительной индустрии определяют эту отрасль как одного из основных потребителей высокопрочной холоднодеформированной металлопродукции. Высокие требования, предъявляемые к классам прочности такой арматуры (1 670, 1 770, 1 860 и 2 000 МПа), обуславливают необходимость использования при её производстве бунтового проката с содержанием углерода 0,8...0,9 % диаметром 8,0...14,0 мм со значением временного сопротивления разрыву не менее 1 150 МПа и высоким уровнем пластических показателей ($\delta_{10} \geq 10 \%$, $\psi \geq 30 \%$). На практике, при охлаждении проката с повышением его диаметра проявляется влияние масштабного фактора – фактическая скорость охлаждения снижается, а для достижения требуемого структурного состояния стали необходим поиск резервных возможностей повышения устойчивости переохлажденного аустенита и адаптации скоростей охлаждения к условиям работы действующего оборудования. **Цель работы.** Исследование влияния температуры нагрева на устойчивость аустенита и изменение кинетики распада высокоуглеродистой ванадийсодержащей стали при непрерывном охлаждении с различными скоростями. **Результаты.** Изучены особенности кинетики распада аустенита и закономерности формирования структуры ванадийсодержащей стали С82D^V, нагретой до температуры 1 040 °С и подвергнутой непрерывному охлаждению с различными скоростями. Нагрев стали С82D^V до температуры 1 040 °С позволяет несколько снизить температуру начала диффузионного распада аустенита (A_{r1}), в результате чего степень дисперсности перлита повышается, а фактическая скорость охлаждения возрастает при прочих равных условиях. Обоснованы наиболее рациональные интервалы скоростей воздушного охлаждения стали С82D^V, которые позволяют обеспечить формирование в структуре стали не менее 90 % сорбитообразного перлита, исключить появление цементита вторичного, а также структур, образующихся по промежуточному и сдвиговому механизмам.

Ключевые слова: кинетика превращений аустенита; структура; бунтовой прокат; высокоуглеродистая сталь; скорость охлаждения

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НАГРІВУ НА КІНЕТИКУ РОЗПАДУ АУСТЕНІТУ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ С82D^V

ПАРУСОВ Е. В.¹, к. т. н., с. н. с.,
КЛИМЕНКО О. П.², к. т. н., с. н. с.,
ЛУЦЕНКО В. А.³, д. т. н., с. н. с.,
ЧУЙКО І. М.⁴, к. т. н.,
САГУРА Л. В.^{5*}, к. т. н.,
СИВАК Г. І.⁶

¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, 49000, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

² Український державний хіміко-технологічний університет, пр. Гагаріна 8, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(056) 778-26-41, e-mail: klimenko_a_p@ukr.net

³ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, 49000, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: lutsenko-va@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-4604-5592

⁴ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, 49000, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

^{5*} Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, 49000, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: slv_metal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

⁶ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, 49000, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: allasivak@ukr.net, ORCID ID: 0000-0001-6948-7732

Анотація. Постановка проблеми. Сучасні тенденції будівельної індустрії визначають цю галузь як одного з основних споживачів високоміцної холоднодеформованої металопродукції. Високі вимоги, що пред'являються до класів міцності такої арматури (1 670, 1 770, 1 860 та 2 000 МПа), зумовлюють необхідність використання для її виробництва бунтового прокату з вмістом вуглецю 0,8...0,9 % діаметром 8,0...14,0 мм зі значенням тимчасового опору розриву не менше 1 150 МПа і високим рівнем пластичних показників ($\delta_{10} \geq 10 \%$, $\psi \geq 30 \%$). На практиці, під час охолодження прокату з підвищенням його діаметра проявляється вплив масштабного чинника – фактична швидкість охолодження знижується, а для досягнення необхідного структурного стану сталі необхідний пошук резервних можливостей підвищення стійкості переохолодженого аустеніту і адаптації швидкостей охолодження до умов роботи діючого обладнання. **Мета роботи** – дослідження впливу температури нагріву на стійкість аустеніту і зміни кінетики розпаду високовуглецевої ванадійвмісної сталі за безперервного охолодження з різними швидкостями. **Результати.** Вивчено особливості кінетики розпаду аустеніту і закономірності формування структури ванадійвмісної сталі C82D^V, нагрітої до температури 1 040 °С і підданій безперервному охолодженню з різними швидкостями. Нагрівання сталі C82D^V до температури 1 040 °С дозволяє дещо знизити температуру початку дифузійного розпаду аустеніту (A_{r1}), в результаті чого ступінь дисперсності перліту підвищується, а фактична швидкість охолодження зростає за інших рівних умов. Обґрунтовано найбільш раціональні інтервали швидкостей повітряного охолодження сталі C82D^V, які дозволяють забезпечити формування у структурі сталі не менше 90 % сорбітоподібного перліту, виключити появу цементиту вторинного, а також структур, що утворюються за проміжним і зсувним механізмами.

Ключові слова: кінетика перетворень аустеніту; структура; бунтовий прокат; високовуглецева сталь; швидкість охолодження

THE INFLUENCE OF THE HEATING TEMPERATURE ON THE KINETICS OF THE AUSTENITE DISSOLUTION OF HIGH-CARBON STEEL C82D^V

PARUSOV E.V.¹, Ph. D., Sen. Res.,
 KLIMENKO A.P.², Ph. D., Sen. Res.,
 LUTSENKO V.A.³, Dr. Sc.(Tech.), Sen. Res.,
 CHUIKO I.N.⁴, Ph. D.,
 SAHURA L.V.^{5*}, Ph. D.,
 SIVAK G.I.⁶

¹ Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Ak. Starodubov's Sq., 1, Dnipro, 49000, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

² Ukrainian State University of Chemical Technology, Gagarin Ave., 8, Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(056) 778-26-41, e-mail: klimenko_a_p@ukr.net

³ Iron and Steel Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Ak. Starodubov's Sq., 1, Dnipro, 49000, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: lutsenko-va@i.ua, ORCID ID: 0000-0002-4604-5592

⁴ Iron and Steel Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Ak. Starodubov's Sq., 1, Dnipro, 49000, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

^{5*} Iron and Steel Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Ak. Starodubov's Sq., 1, Dnipro, 49000, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: slv_metal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

⁶ Iron and Steel Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Ak. Starodubov's Sq., 1, Dnipro, 49000, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: allasivak@ukr.net, ORCID ID: 0000-0001-6948-7732

Abstract. Formulation of the problem. Modern trends in the construction industry make this industry one of the main consumers of high-strength cold-deformed steel products. The high requirements imposed on the strength classes of such reinforcement (1 670, 1 770, 1 860 and 2 000 MPa) necessitate the use of rutil rolled products with a carbon content of 0,8...0,9 % in diameter 8,0...14,0 mm with the value of the temporary rupture resistance is not less than 1 150 MPa and a high level of plastic indicators ($\delta_{10} \geq 10 \%$, $\psi \geq 30 \%$). In practice, when cooling is rolled with an increase in its diameter, the effect of the scale factor is

manifested – the actual cooling rate is reduced, and in order to achieve the required structural state of steel, it is necessary to search for reserve possibilities for increasing the stability of the supercooled austenite and adapting the cooling rates to the operating conditions of the operating **Purpose.** Investigation of the influence of the heating temperature on the stability of austenite and the change the kinetics of decomposition of high-carbon vanadium-containing steel under continuous cooling with different rates. **Results.** The features of the kinetics of the decomposition of austenite and the regularities in the formation of the structure of vanadium-containing steel C82D^V heated to a temperature of 1 040 °C and subjected to continuous cooling at various rates have been studied. Heating of C82D^V steel to a temperature of 1 040 °C allows us to somewhat lower the temperature of the onset of the diffusion decomposition of austenite (A_{r1}), as a result of which the degree of dispersion of perlite increases, and the actual cooling rate increases with all other conditions being equal. The most rational intervals of air cooling rates for C82D^V steel are established, which allow to ensure formation of at least 90 % of sorbitol-like perlite in the structure of steel, exclude the appearance of secondary cementite, and also structures formed by intermediate and shear mechanisms.

Keywords: kinetics of austenite transformation; structure; wire rod; high-carbon steel; cooling rate

Введение

Современные тенденции строительной индустрии делают эту отрасль одним из основных потребителей высокопрочной холоднодеформированной металлопродукции. Значительную долю в строительстве занимает высокопрочная металлоарматура, которая используется в ответственных конструкциях, где необходимо решить проблему напряженных пролетов и обеспечить устойчивость к значительным нагрузкам (вантовые мосты, водопропускные конструкции, объекты скоростных автомобильных и железнодорожных магистралей). Высокие требования, предъявляемые к классам прочности такой арматуры (1 670, 1 770, 1 860 и 2 000 МПа), обуславливают необходимость использования при её производстве бунтового проката с содержанием углерода 0,8...0,9 % диаметром 8,0...14,0 мм со значением временного сопротивления разрыву не менее 1 150 МПа и высоким уровнем пластических показателей ($\delta_{10} \geq 7\%$, $\psi \geq 20\%$). В европейской практике обеспечение таких требований при производстве проката достигается за счет целенаправленного ввода в сталь легирующих элементов (ванадий и/или хром, алюминий).

Режимы деформационно-термической обработки (ДТО) бунтового проката из высокоуглеродистой стали диаметром 8,0...14,0 мм, используемые сегодня на национальных металлургических предприятиях, являются неэффективными и требуют доработки, ввиду того, что производство холодно деформированной проволочной заготовки способом прямого волочения (без патентирования) фактически не представляется возможным. Такая особенность обусловлена рядом причин: недостаточной мощностью воздушных вентиляторных систем на транспортере линии Стелмор, морально устаревшей нормативной документацией, а также отсутствием технологических решений, позволяющих улучшить качественные показатели металла при охлаждении с прокатного нагрева.

Для высокоуглеродистых сталей одним из главных показателей, который регламентируется нормативной документацией, является количество сорбитообразного перлита в структуре проката. Известно, что межпластиночное расстояние в перлите имеет непосредственную связь с величиной

аустенитного зерна, которое, в свою очередь, зависит от температуры нагрева (аустенитизации) стали. Повышение температуры позволяет провести более полную гомогенизацию химического состава стали, способствует рассасыванию концентрационных флуктуаций, выступающих зародышами при распаде аустенита [1; 2]. С ростом температуры аустенитизации проявляется действие теплотехнического фактора, вследствие которого фактическая скорость охлаждения стали повышается [3].

Теоретические основы ДТО бунтового проката базируются на закономерностях фазовых и структурных превращений, происходящих в стали, которая подвергается горячей пластической деформации и последующему непрерывному охлаждению [4; 5]. При разработке режимов ДТО учитывается ряд особенностей: температура нагрева металла, деформационный разогрев в клетях прокатного стана, дробность и скорость деформации, температура окончания горячей деформации, длительность последеформационной паузы, площадь поперечного сечения проката [6–8].

При термической обработке бунтового проката необходимо учитывать фактическую скорость охлаждения металла в области диффузионного превращения, повышение которой может быть достигнуто за счет роста величины аустенитного зерна при более высоких температурах окончания горячей деформации. Эффективным параметром, который позволяет улучшить комплекс механических свойств сталей перлитного класса, является скорость воздушного охлаждения проката. Повышение скорости воздушного охлаждения приводит к снижению критической точки A_{r1} и, соответственно, уменьшению межпластиночного расстояния в перлите. Однако на практике не всегда удается добиться требуемой скорости охлаждения бунтового проката в потоке непрерывных мелкосортно-проволочных станов.

Ввиду изложенного, представляло интерес провести сравнительный анализ влияния температуры аустенитизации ванадийсодержащих сталей близкого химического состава на изменение кинетики распада аустенита при непрерывном охлаждении с различными скоростями.

Цель работы – исследование влияния температуры нагрева на устойчивость аустенита и изменение кинетики распада высокоуглеродистой ванадийсодержащей стали при непрерывном охлаждении с различными скоростями.

Материал и методика исследования

Использованы образцы, отобранные от промышленной партии бунтового проката, диаметром 12,0 мм из стали C82D^V. Температура нагрева образцов в печи стали C82D^V составляла 1 040 °С. При проведении сравнительного анализа использовали результаты исследований кинетики распада аустенита ванадийсодержащей стали C80D2, предварительно нагретой до температуры 950 °С [9].

Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 1. Контроль фазовых превращений стали C82D^V осуществляли при помощи дифференциально-термического анализа на натуральных образцах бунтового проката с использованием хромель-алюмелевых термопар, зачеканенных в центральную часть образцов [10]. Металлографический анализ проводили на оптическом световом микроскопе «Axiovert M200 MAT». Измерение твердости и микротвердости проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9012-59 и ГОСТ 9450-76. Степень дисперсности и балл перлита определяли по ГОСТ 8233-56 и EN ISO 16120:2011. Величину аустенитного зерна измеряли по ГОСТ 5639-82.

Таблица 1

Химический состав ванадийсодержащих сталей C82D^V и C80D2 (EN ISO 16120:2011) / The chemical composition of vanadium-containing C82D^V and C80D2 (EN ISO 16120:2011)

Марка стали	Химический состав, % масс.									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Ni	Cu	N
C80D2*	0,87	0,64	0,20	0,012	0,005	0,05	0,083	0,08	0,17	0,004
C82D ^V	0,83	0,69	0,19	0,010	0,003	0,04	0,060	0,07	0,11	0,006

*Примечание: сталь C80D2 – контрактные требования потребителя к содержанию углерода.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты исследований особенностей кинетики распада аустенита ванадийсодержащей стали C82D^V при непрерывном охлаждении с различными скоростями обобщены и представлены в виде термокинетической диаграммы (ТКД) на рисунке 1.

Критические точки A₁ и A_{cm} исследуемой стали определены, как среднее арифметическое по результатам трех измерений, значения которых составили 731 °С и 826 °С соответственно. При изучении кинетики распада аустенита стали C82D^V

температура аустенитизации образцов превышала на 90 °С температуру нагрева стали-аналога C80D2 и составляла 1 040 °С.

Известно, что при охлаждении заэвтектоидных сталей из пересыщенного углеродом аустенита выделяется цементит вторичный, количество и характер выделения которого зависит от условий нагрева и скорости последующего охлаждения [1; 2]. Для стали C82D^V выявлена область выделения цементита вторичного в интервале скоростей охлаждения 0,1...3 °С/с.

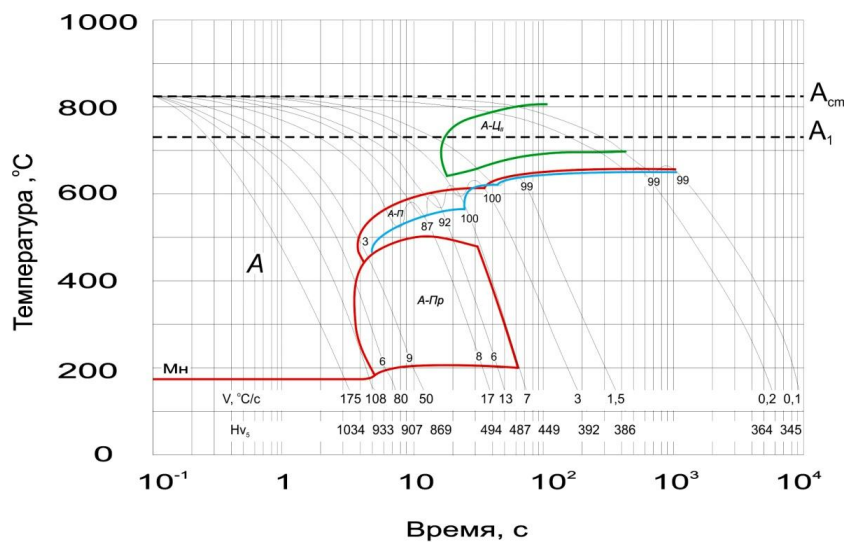
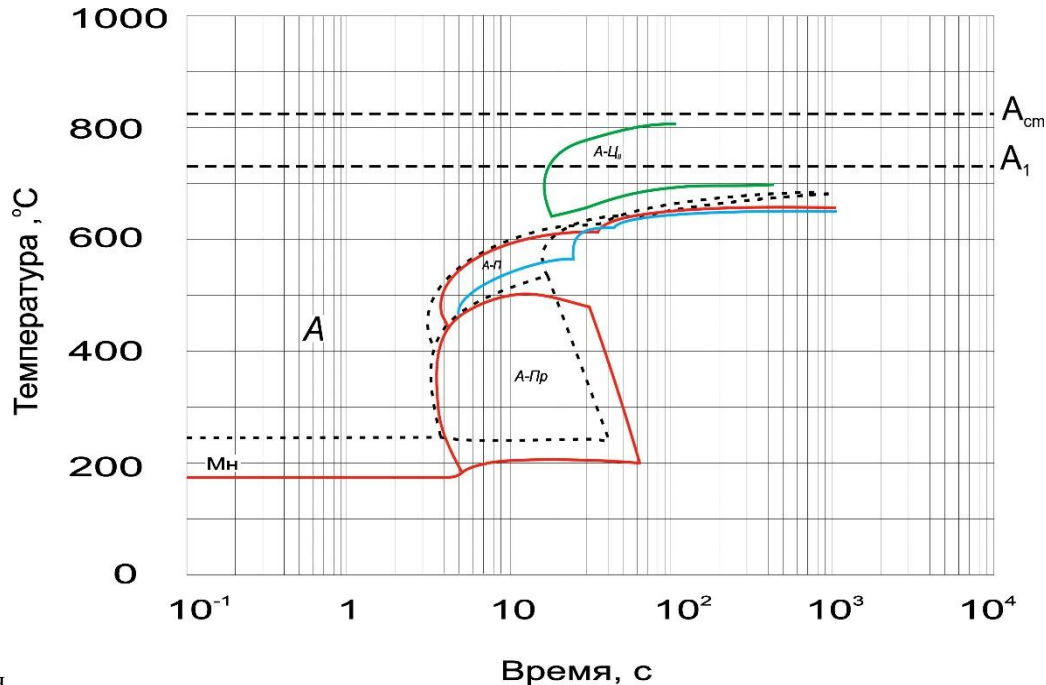


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали C82D^V при непрерывном охлаждении с различными скоростями / Fig. 1. The continuous cooling transformation diagram of the decomposition of austenite of C82D^V steel under continuous cooling with different rates

Сравнительный анализ ТКД (рис. 2) исследуемых сталей показал, что отличительной особенностью кинетики распада стали C82D^V является смещение положения критических точек A_{r1} и A_{tm} в интервал более низких температур, а также присутствие

области выделения цементита вторичного, образование которого, по всей видимости, связано с более высокой температурой нагрева образцов и частичным растворением карбидов ванадия.



ванадия.

Рис. 2. Влияние температуры нагрева на кинетику распада аустенита ванадийсодержащих сталей (сплошные линии – сталь C82D^V; пунктирные – сталь C80D2) / Fig. 2. Influence of the heating temperature on the kinetics of the decomposition of austenite of vanadium-containing steels (solid lines - steel C82D^V, dashed lines steel C80D2)

При охлаждении образцов со скоростями 3 °C/c и менее началу диффузионного распада переохлажденного аустенита предшествует выделение вторичного цементита по границам аустенитных зерен. При минимальной скорости охлаждения (0,1 °C/c) выделение цементита вторичного по границам аустенитных зерен происходит в интервале температур 807...705 °C.

При повышении скорости охлаждения интервал температур выделения цементита вторичного изменяется – при этом температура начала и конца его выделения постепенно снижается. При скорости охлаждения 1,5 °C/c начало выделения цементита вторичного соответствует температуре 712 °C, а окончания – 653 °C. Обрывки цементита вторичного, выделившегося по границам аустенитных зерен, в процентном соотношении фаз составляют не более 1 %.

При минимальной скорости охлаждения 0,1 °C/c образование перлита начинается при температуре 657 °C, а заканчивается при 643 °C. Структура образцов состоит ≈ 81 % сорбитообразного перлита, 18 % перлита 2...6 балла и ≈ 1 % цементита вторичного (рис. 3 а).

При скорости охлаждения 0,2 °C/c распад переохлажденного аустенита по диффузионному

механизму происходит при температуре 654 °C, а заканчивается при 640 °C. Структура стали C82D^V, охлажденной со скоростью 0,2 °C/c, состоит из ≈ 83 % сорбитообразного перлита, 16 % перлита 2...6 балла и ≈ 1 % цементита вторичного.

При скорости охлаждения 1,5 °C/c перлитное превращение начинается при температуре 625 °C, а заканчивается при 636 °C. Тепло фазовых превращений приводит к повышению температуры окончания превращения ≈ на 11 °C. Структура стали состоит из ≈ 92 % сорбитообразного перлита, 6 % перлита 2...6 балла и ≈ 1 % цементита вторичного. При скорости охлаждения 3 °C/c образование перлита начинается при температуре 607 °C, а заканчивается при 619 °C. Тепло фазовых превращений приводит к повышению температуры окончания превращения ≈ на 12 °C. Структура стали состоит из ≈ 95 % сорбитообразного перлита, ≈ 5 % перлита 2...6 балла и ≈ 1 % цементита вторичного.

При повышении скорости охлаждения до 7 °C/c температуры начала и окончания перлитного превращения уменьшаются до 593 °C и 561 °C соответственно. Структура образцов состоит из ≈ 96 % сорбитообразного перлита и ≈ 3 % – перлит 2...6 балла.

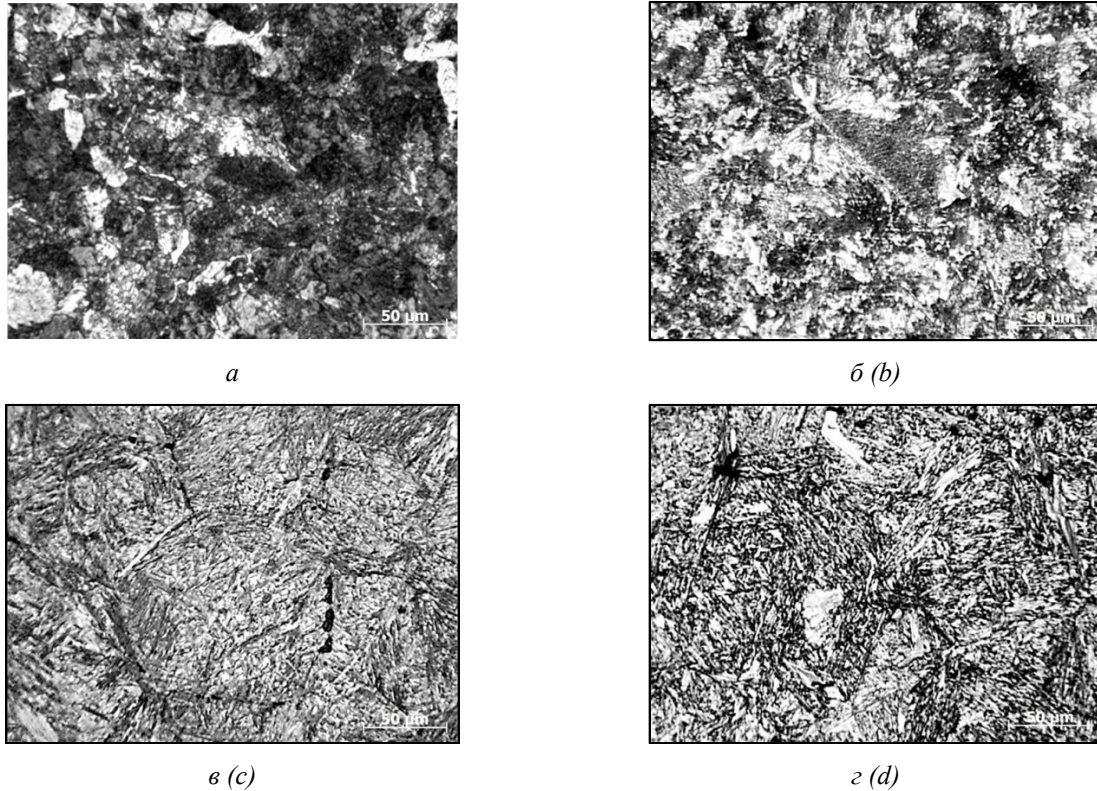


Рис. 3. Структура сталі C82D^V після нагріву до 1 040 °С і неперервного охолодження з різними швидкостями: а – 0,1 °С/с; б – 13 °С/с; в – 80 °С/с; г – 112 °С/с / Fig. 3. Structure of steel C82D^V after heating up to 1 040 °C and continuous cooling with various speeds: a – 0,1 °C/c; b – 13 °C/c; c – 80 °C/c; d – 112 °C/c

При переході через граничне значення швидкості охолодження 7 °С/с спостерігається принципове змінення кінетики розпаду аустеніта сталі C82D^V. В інтервалі швидкостей охолодження 13...50 °С/с розпад аустеніта протікає по різних механізмах: спочатку відбувається часткове перлітне перетворення, а потім утворюються бейніт, мартенсит і аустенит залишковий.

При швидкості охолодження 13 °С/с дифузійний розпад аустеніта починається при температурі 582 °С, а закінчується при 564 °С. Температурний інтервал бейнітного перетворення при вказаній швидкості охолодження відповідає 493...200 °С. Структура сталі складається з ≈ 92 % сорбітообразного перліта, 6 % бейніта, залишкове – мартенсит і аустенит залишковий (рис. 3 б).

При швидкості охолодження 17 °С/с температурні інтервали перлітного і бейнітного перетворень відповідають 582...550 °С і 500...205 °С відповідно. Структура зразків складається з ≈ 87 % сорбітообразного перліта, 8 % бейніта, залишкове – мартенсит і аустенит залишковий.

При швидкості охолодження 50 °С/с частинний дифузійний розпад аустеніта відбувається в інтервалі температур 493...457 °С, після чого реалізуються проміжний і зсувний механізми. Структура сталі складається з ≈ 3 % сорбітообразного перліта, 9 % бейніта, залишкове – мартенсит і аустенит залишковий.

В інтервалі швидкостей охолодження 60...108 °С/с розпад аустеніта відбувається по проміжному і зсувному механізмам з утворенням бейніта і мартенсіта, причому з підвищенням швидкості охолодження кількість бейніта поступово зменшується. При швидкості охолодження 80 °С/с температура початку бейнітного перетворення суттєво знижується і становить 421 °С, перетворення продовжується до температури 193 °С, після чого реалізується зсувний механізм з утворенням мартенсіта. Структура сталі складається з ≈ 6 % бейніта, залишкове – мартенсит і аустенит залишковий (рис. 3 в).

Швидкість охолодження, при якій аустенит повністю переохолоджується до критичної точки M_n і перетворюється в мартенсит, становить 108 °С/с. Охолодження сталі з такою швидкістю призводить до утворення в структурі ігольчатого мартенсіта 6...8 балла за ГОСТ 8233-56 (рис. 3 г). Перетворення починається при температурі 178 °С і протікає до кімнатної температури. Оскільки точка M_k знаходиться в області негативних температур, в досліджуваних зразках при кімнатній температурі зберігається від 2 до 4 % аустеніта залишкового.

Сопоставительний аналіз ТКД досліджуваних сталей (рис. 2) показав, що сталь C82D^V має більш низькі значення верхньої (108 °С/с) і нижньої (7 °С/с) критичних швидкостей охолодження в порівнянні зі сталлю-аналогом C80D2 – 120 °С/с і 12,3 °С/с відповідно. Зниження критичних швидкостей

охладження обусловлено підвищенням устійливості аустеніта за счет змінення температури нагріву і відповідно зростає середній діаметр аустенітного зерна – 0,0224 мм (сталь C82D^V) і 0,0146 мм (сталь C80D2). Слід відзначити, що вища температура нагріву також призводить до зниження критичної точки A_{Г1}, в результаті чого збільшується ступінь дисперсності перліта. Приймаючи до уваги отримані дані про вплив швидкості охолодження на кількість перліта в структурі сталі, внесок температури аустенітизації і швидкості охолодження слід розглядати з урахуванням одночасного підвищення ступеня дисперсності перліта.

Таким чином, встановлені інтервали швидкостей охолодження, коли: розпад аустеніта відбувається за дифузійним механізмом з утворенням перліта різної дисперсності (0,1...7 °C/c); розпад аустеніта відбувається за дифузійним, проміжним і сдвиговим механізмами (8...60 °C/c); розпад аустеніта відбувається за проміжним і сдвиговим механізмами (60...108 °C/c); утворюється ігольчастий мартенсит 6...8 бала і аустеніт залишковий в кількості від 2 до 4 % у вигляді прошарків між мартенситними іглами (> 108 °C/c). Максимальний ефект тепла рекалесценції при дифузійному розпаді аустеніта становить 12 °C і відповідає швидкості охолодження 3 °C/c.

Отже, для отримання в промислових умовах в структурі бунтового прокату з сталі C82D^V перліта з найбільшою дисперсністю слід використовувати в міжкритичному інтервалі таку швидкість охолодження аустеніта, при якій утворюється максимальна кількість сорбітоподібного перліта. При цьому температура виткоутворення прокату на лінії Стелмор повинна бути не менше 1 040 °C, подальше прискорене повітряне охолодження витків металу на транспорті слід проводити зі швидкістю не менше 13 °C/c до інтервалу температур 570...550 °C з недовгою витримкою під теплоізоляційними кришками і наступним прискореним охолодженням. Вказаний режим охолодження забезпечить розпад аустеніта за дифузійним механізмом з утворенням максимальної кількості сорбітоподібного перліта в структурі бунтового прокату.

Встановлені особливості розпаду аустеніта при неперервному охолодженні сталі C82D^V від температури аустенітизації 1 040 °C з різними швидкостями дозволили науково обґрунтувати режим охолодження бунтового прокату на лінії Стелмор в потоці неперервного мелкосортно-проволочного стану 320/150. Металлографічний аналіз показав, що структура бунтового прокату діаметром 8,0 мм, виготовленого за розробленим режимом, містить ≈ 93...95 % сорбітоподібного перліта і

7...5 % перліта 2...3 бала за шкалою ГОСТ 8233-56 (рис. 4).



Рис. 4. Структура сталі C82D^V після неперервного охолодження зі швидкістю 15 °C/c на лінії Стелмор (температура закінчення гарячої деформації 1 040 °C) / Fig. 4. Structure of C82D^V steel after continuous cooling at a speed of 15 °C/sec on the Stelmor line (the temperature of the end of hot deformation is 1 040 °C)

Отримані дані свідчать про те, що в промислових умовах тривалість післядеформаційної паузи не більше 6,0 с після закінчення деформації при температурі 1 040 °C не призводить до неконтрольованого зростання аустенітного зерна. Однак значуще підвищення температури виткоутворення бунтового прокату і тривалості післядеформаційної паузи можуть призвести до розвитку собирательної рекристалізації. В даному випадку необхідно розуміти, що при повторному нагріву сталі до температур 950...1 040 °C зростає аустенітне зерно, утримуване вже виділившимися частинками карбідів, в той час як в промислових умовах після закінчення гарячої деформації цей процес може суттєво прискоритися. При розробці ефективних режимів ДТО з метою досягнення раціонального поєднання структури і властивостей бунтового прокату з високоуглеродистих сталей необхідно враховувати вплив хімічного складу, температур початку і закінчення гарячої деформації, тривалості післядеформаційної паузи, а також швидкості повітряного охолодження перед початком дифузійного розпаду переохолодженого аустеніта.

Представлені в роботі матеріали є продовженням комплексних досліджень, проводяться авторами цієї статті, в яких розглядається вплив підвищених температур нагріву, карбидоутворюючих елементів (ванадій і/або хром), а також мікролегювання сталі бором на зміну кінетики розпаду аустеніта високоуглеродистих сталей при неперервному охолодженні [11–14].

Выводы

Вивчені особливості кінетики розпаду аустеніта і закономірності формування

структуры ванадийсодержащей стали C82D^V, нагретой до температуры 1 040 °С и подвергнутой непрерывному охлаждению с различными скоростями. Результаты исследований обобщены и представлены в виде термокинетической диаграммы.

Сопоставительный анализ кинетики распада аустенита ванадийсодержащих сталей близкого химического состава показал, что в стали C82D^V значения верхней и нижней критических скоростей охлаждения снижаются по сравнению со сталью-аналогом C80D2. Повышение устойчивости аустенита при более высокой температуре нагрева обусловлено ростом среднего диаметра аустенитного зерна (сталь C82D^V – 0,0224 мм; сталь C80D2 – 0,0146 мм), несмотря на присутствие в стали карбидов ванадия.

Нагрев стали C82D^V до температуры 1 040 °С позволяет несколько снизить температуру начала диффузионного распада аустенита (A_{r1}), в результате чего степень дисперсности перлита повышается, а

фактическая скорость охлаждения возрастает при прочих равных условиях.

Обоснованы наиболее рациональные интервалы скоростей воздушного охлаждения стали C82D^V, которые позволяют обеспечить формирование в структуре стали не менее 90 % сорбитообразного перлита, исключить появление цементита вторичного, а также структур, образующихся по промежуточному и сдвиговому механизмам.

Результаты исследований способствовали разработке и адаптации режимов охлаждения бунтового проката из стали C82D^V к условиям непрерывного мелкосортно-проволочного стана 320/150 при последующем охлаждении бунтового проката на транспортере линии Стелмор.

После охлаждения проката диаметром 8,0 мм в промышленных условиях структура стали состояла из $\approx 93 \dots 95$ % сорбитообразного перлита, а комплекс качественных показателей соответствовал требованиям EN 16120-4:2011 «Особые требования к бунтовому прокату специального назначения».

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Гуляев А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев – Москва : Metallurgy, 1986. – 542 с
2. Новиков И. И. *Теория термической обработки* / И. И. Новиков. – Москва : Metallurgy, 1978. – 392 с.
3. Парусов Э. В. Влияние вида обработки на величину аустенитного зерна высокоуглеродистой стали / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура, А. И. Сивак // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. – 2014. – Вып. 28. – С. 296–299.
4. *Термическая обработка строительной стали повышенной прочности* / [В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин]. – Москва : Metallurgy, 1977. – 200 с.
5. Штремель М. А. *Металловедческое обоснование совершенствования металлургической технологии. Перспективы качества стали* / М. А. Штремель // *Черная металлургия России и стран СНГ в XXI веке*. – Москва : Metallurgy, 1994. – Т. 4. – С. 159–162.
6. *Термомеханическая обработка проката из непрерывнолитой заготовки малого сечения : монография* / [В. В. Парусов, А. К. Белитченко, Н. А. Богданов и др.]. – Запорожье : ЗГУ, 2000. – 142 с.
7. Богданов Н. А. *Совершенствование оборудования и технологии при производстве проката на мелкосортно-проволочном стане 320/150 Молдавского металлургического завода* / Н. А. Богданов, А. Б. Сычков, А. Н. Савьюк // *Металлург*. – 1995. – № 1. – С. 27–28.
8. *Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки* / [В. В. Парусов, А. Б. Сычков, Э. В. Парусов]. – Днепропетровск : Арт-пресс, 2012. – 376 с.
9. Э. В. Парусов. *Разработка режима двустадийного охлаждения катанки из стали C80D2, микролегированной бором и ванадием* / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура, А. И. Сивак, А. И. Клименко, А. Б. Сычков // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2011. – № 3 – С. 53–56.
10. *Дифференциально-термический анализ и технологии термической обработки* / [А. П. Клименко, А. И. Карнаух, А. И. Бура и др.] – Днепропетровск : Пороги, 2008. – 323 с.
11. Парусов Э. В. Особенности кинетики распада аустенита и закономерности формирования структуры стали C82D^{Cr} при непрерывном охлаждении / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, А. П. Клименко, И. Н. Чуйко, Л. В. Сагура // *Вестник ПГАСА*. – 2017. – № 6. – С. 27–36.
12. Парусов Э. В. Особенности кинетики распада аустенита и закономерности формирования структуры стали C82D^{CrV} при непрерывном охлаждении / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, А. П. Клименко, И. Н. Чуйко, Л. В. Сагура // *Вестник ПГАСА*. – 2018. – № 1. – С. 34–44.
13. Parusov E. V. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron / E. V. Parusov, V. V. Parusov, A. B. Sychkov, A. P. Klimenko, L. V. Sagura, A. I. Sivak // *Metallurgical and Mining Industry*. – № 6. – 2016. – Pp. 70–74.
14. Parusov E. Influence of boron on forming efficient structure of rolled steel and increase its technological plasticity at drawing / E. Parusov, A. Sychkov, S. Gubenko, M. Ambrazhey // *Scientific Journal of the Ternopil National University*. – 2016. – № 2. – Pp. 99–108.

REFERENCES

1. Gulyayev A.P. *Metallovedeniye* [Metallography]. Moscow : Metallurgy, 1986, 542 p. (in Russian).
2. Novikov I. I. *Teoriya termicheskoy obrabotki* [Theory of heat treatment]. Moscow : Metallurgy, 1978, 392 p. (in Russian).

3. Parusov E.V., Parusov V.V., Sagura L.V. and Sivak A.I. *Vliyaniye vida obrabotki na velichinu austenitnogo zerna vysokouglerodistoy stali* [Influence of the type of treatment on the value of austenite grain of high-carbon steel]. *Fundamentalnyye i prikladnyye problemy chernoy metallurgii* [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy]. 2014, no. 28, pp. 296–299. (in Russian).
4. Bolshakov V.I., Starodubov K.F. and Tylkin M.A. *Termicheskaya obrabotka stroitelnoy stali povyshennoy prochnosti* [Heat treatment of high-strength structural steel]. Moscow : Metallurgy Publ., 1977, 200 p. (in Russian).
5. Shtremel M.A. *Metallovedcheskoye obosnovaniye sovershenstvovaniya metallurgicheskoy tekhnologii. Perspektivy kachestva stali* [Metallurgical substantiation of perfection of metallurgical technology. Prospects for the quality of steel]. *Chernaya metallurgiya Rossii i stran SNG v XXI veke* [Ferrous Metallurgy in Russia and the CIS in the 21st Century]. Moscow : Metallurgy Publ., 1994, vol. 2, pp. 159–162. (in Russian).
6. Parusov V.V., Belitchenko A.K. and Bogdanov N.A. *Termomekhanicheskaya obrabotka prokata iz nepreryvnolitoz zagotovki malogo secheniya* [Thermomechanical treatment of rolled products from a continuous cast piece of a small cross-section]. Zaporozhye : ZGU Publ., 2000, 142 p. (in Russian).
7. Bogdanov N.A., Sychkov A.B. and Savyuk A.N. *Sovershenstvovaniye oborudovaniya i tekhnologii pri proizvodstve prokata na melkosortno-provolochnom stane 320/150 Moldavskogo metallurgicheskogo zavoda* [Perfection of equipment and technology in the production of rolled products on a small-grade wire mill 320/150 of the Moldavian Metallurgical Plant]. *Metallurg* [Metallurgist]. 1995, no 1, pp. 27–28. (in Russian).
8. Parusov V.V., Sychkov A.B. and Parusov E.V. *Teoreticheskiye i tekhnologicheskyye osnovy proizvodstva vysokoeffektivnykh vidov katanki* [Theoretical and technological foundations for the production of high-efficiency wire rod]. Dnepropetrovsk : Art-press Publ., 2012, 376 p. (in Russian).
9. Parusov E.V., Parusov V.V., Sagura L.V., Sivak A.I., Klimenko A.I. and Sychkov A.B. *Razrabotka rezhima dvustadiynogo okhlazhdeniya katanki iz stali C80D2, mikrolegirovannoy borom i vanadiyem* [Development of a two-stage cooling mode for wire rod made of C80D2 steel, microalloyed with boron and vanadium]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost* [Metallurgical and mining industry]. 2011, no 3, pp. 53–56. (in Russian).
10. Klimenko A.P., Karnaukh A.I. and Burya A.I. *Differentsialno-termicheskiy analiz i tekhnologii termicheskoy obrabotki* [Differential Thermal Analysis and Heat Treatment Technologies]. Dnepropetrovsk : Porogi Publ., 2008, 323 p. (in Russian).
11. Parusov E.V., Gubenko S.I., Klimenko A.P., Chuyko I.N. and Sagura L.V. *Osobennosti kinetiki raspada austenita i zakonmernosti formirovaniya struktury stali C82D^{Cr} pri nepreryvnom okhlazhdenii* [Features of the kinetics of the decay of austenite and the regularities in the formation of the structure of C82D^{Cr} steel under continuous cooling]. *Vestnik PGASA* [Herald of the PSACA]. 2017, no 6, pp. 27–36. (in Russian).
12. Parusov E.V., Gubenko S.I., Klimenko A.P., Chuyko I.N. and Sagura L.V. *Osobennosti kinetiki raspada austenita i zakonmernosti formirovaniya struktury stali C82D^{CrV} pri nepreryvnom okhlazhdenii* [Features of kinetics of austenite decomposition and regularities in the formation of the structure of C82D^{CrV} steel under continuous cooling]. *Vestnik PGASA* [Herald of the PSACA]. 2018, no 1, pp. 34–44. (in Russian).
13. Parusov E.V., Parusov V.V., Sychkov A.B., Klimenko A.P., Sagura L.V. and Sivak A.I. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron. *Metallurgical and Mining Industry*, no. 6, 2016, pp. 70–74. (in English).
14. Parusov E., Sychkov A., Gubenko S. and Ambrazhey M. Influence of boron on forming efficient structure of rolled steel and increase its technological plasticity at drawing. *Scientific Journal of the Ternopil National University*, 2016, no. 2, pp. 99–108. (in English).

Статья рекомендована д-ром техн. наук, проф. Г. В. Левченко (Украина), д-ром техн. наук И. Ю. Приходько (Украина).

Поступила в редакцию 23.03.18

Принята в печать 25.03.18