

УДК: 669.112.227.1:669.15-194

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ РАСПАДА АУСТЕНИТА И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ С82D^{Cr} ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

ПАРУСОВ Э. В.¹, канд. техн. наук, с. н. с.,
ГУБЕНКО С. И.², д-р техн. наук, проф.,
КЛИМЕНКО А. П.³, канд. техн. наук, с.н.с.,
ЧУЙКО И. Н.⁴, канд. техн. наук,
САГУРА Л. В.^{5*}, канд. техн. наук.

¹Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, Украина, 49107, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

²Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепро, Украина, 49600, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³Украинский государственный химико-технологический университет, пр. Гагарина 8, Днпро, Украина, 49005, тел. +38(056) 778-26-41, e-mail: klimentko_a_p@ukr.net

⁴Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, Украина, 49107, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

^{5*}Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, Украина, 49107, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: slv_metal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Аннотация. Постановка проблемы. Одной из главных задач современного металловедения является создание научных основ контролируемого управления процессами структурообразования в металлах с целью достижения наилучшего сочетания комплекса свойств готовых изделий. **Цель работы** – исследование особенностей кинетики распада аустенита, а также закономерностей формирования структуры стали С82D^{Cr} при непрерывном охлаждении с различными скоростями от повышенной температуры нагрева. **Результаты.** Изучена кинетика превращений и построена термокинетическая диаграмма (ТКД) распада переохлажденного аустенита стали, легированной хромом С82D^{Cr} (EN ISO 16120-2:2011) в процессе охлаждения от температуры 1 040 °С. При построении ТКД использован метод дифференциально-термического анализа с использованием эталонного образца. Установлены наиболее эффективные интервалы скоростей воздушного охлаждения, которые позволяют обеспечить формирование не менее 90 % сорбитообразного перлита в структуре проката, исключить выделение избыточной фазы (цементит вторичный), а также появление структур, образующихся по промежуточному и сдвиговому механизмам. Результаты исследований получили промышленное внедрение при разработке режима охлаждения бунтового проката диаметром 8,0...12,0 мм из стали С82D^{Cr} на линии Стелмор в потоке непрерывного мелкосортнопроволочного стана 320/150.

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

ОСОБЛИВОСТІ КІНЕТИКИ РОЗПАДУ АУСТЕНІТУ І ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ СТАЛІ С82D^{Cr} ЗА БЕЗПЕРЕРВНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ

ПАРУСОВ Е. В.¹, канд. техн. наук,
ГУБЕНКО С. І.², д-р техн. наук, проф.,
КЛИМЕНКО А. П.³, канд. техн. наук,
ЧУЙКО І. М.⁴, канд. техн. наук,
САГУРА Л. В.^{5*}, канд. техн. наук.

¹Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, Україна, 49107, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

²Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро Україна, 49600, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³Український державний хіміко-технологічний університет, пр. Гагаріна 8, Дніпро, Україна, 49005, тел. +38(056) 778-26-41, e-mail: klimentko_a_p@ukr.net

⁴Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, Україна, 49107, 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 Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, Дніпро, Україна, 49107, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: slv_metal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Аноація. Постановка проблеми. Одною з головних завдань сучасного металознавства є створення наукових основ контрольованого управління процесами структуроутворення в металах із метою досягнення

найкращого поєднання комплексу властивостей готових виробів. **Мета** – дослідження особливостей кінетики розпаду аустеніту, а також закономірностей формування структури сталі C82D^{Cr} за безперервного охолодження з різними швидкостями від підвищеної температури нагріву. **Результати.** Вивчено кінетику перетворень і побудовано термокінетичну діаграму (ТКД) розпаду переохолодженого аустеніту сталі, легованої хромом C82D^{Cr} (EN ISO 16120-2: 2011) у процесі охолодження від температури 1 040 °С. Для побудови ТКД застосовано метод диференційно-термічного аналізу з використанням еталонного зразка. Встановлено найбільш ефективні інтервали швидкостей повітряного охолодження, які дозволяють забезпечити формування не менше 90 % сорбітоподібного перліту в структурі прокату, виключити виділення надлишкової фази (цементит вторинний), а також появу структур, що утворюються за проміжним і зсувним механізмами. Результати досліджень отримали промислове впровадження під час розроблення режиму охолодження бунтового прокату діаметром 8,0...12,0 мм зі сталі C82D^{Cr} на лінії Стелмор у потоці безперервного дрібносортнодротового стану 320/150.

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

FEATURES OF KINETICS OF DESTROYING AUSTENITE AND THE REGULARITIES OF FORMATION OF THE C82D^{Cr} STEEL STRUCTURE DURING CONTINUOUS COOLING

PARUSOV E. V.¹, *Cand. Sc. (Tech.), Senior Researcher,*

GUBENKO S. I.², *Dr. Sc. (Tech.), Prof.,*

KLIMENKO A. P.³, *Cand. Sc. (Tech.), Senior Researcher,*

CHUIKO I. N.⁴, *Cand. Sc. (Tech.),*

SAHURA L. V.^{5*}, *Cand. Sc. (Tech.)*

¹Iron and Steel Institute named Z. I. Nekrasov of the National Academy of Science of Ukraine, 1, Ac. Starodubov, sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

²National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Gagarin ave., Dnipro, 49600, Ukraine, tel. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³Ukrainian State University of Chemical Technology, 8, Gagarin ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(056) 778-26-41, e-mail: klimenko_a_p@ukr.net

⁴Iron and Steel Institute named Z. I. Nekrasov of the National Academy of Science of Ukraine, 1, Ac. Starodubov, sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

^{5*}Iron and Steel Institute named Z. I. Nekrasov of the National Academy of Science of Ukraine, 1, Ac. Starodubov sq., Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: slv_metal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Annotation. Formulation of the problem. One of the main tasks of modern metal science is the creation of scientific bases for controlled direction of the processes of structure formation in metals in order to achieve the best combination of the complex properties of finished products. **Purpose.** Investigation of the kinetics of the decay of austenite, as well as the regularities in the formation of the structure of C82D^{Cr} steel during continuous cooling with different rates from an elevated heating temperature. **Results.** The kinetics of the transformations was studied and a continuous cooling transformation diagram (CCTD) of the decomposition of supercooled austenite of alloyed chromium steel C82D^{Cr} (EN ISO 16120-2: 2011) was constructed, during cooling from a temperature of 1040 °C. When constructing the CCTD, the differential thermal analysis method was used, using a reference sample. The most effective intervals of air cooling rates have been established, which make it possible to form at least 90 % of sorbit in the rolled product structure, exclude the release of the excess phase (cementite secondary), and the appearance of structures formed by intermediate and shear mechanisms. The results of the research have been industrialized when developing the cooling mode for wire rod with a diameter of 8.0...12.0 mm from steel C82D^{Cr} on the Stelmor line in the flow of a continuous fine-wire mill 320/150.

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

Введение и постановка проблемы. В последнее время существенно вырос спрос на высокопрочный бунтовой прокат из углеродистых сталей, который в последующем подвергается холодной пластической деформации с большими степенями обжатия. Такой металл в большинстве случаев используется при производстве различных изделий высокой

прочности (арматурные и стальные канаты, холоднодеформированная арматура периодического и гладкого профилей, пружинная проволока, металлокорд, проволока для рукавов высокого давления и сердечников сталеалюминиевых неизолированных проводов, стальная строительная фибра и др.). Указанная тенденция обусловлена постоянной

модернизацией парка волоочильного оборудования, совершенствованием технологических схем изготовления метизной продукции и направлена на повышение производительности и снижение материальных затрат производственного процесса.

Предыдущие исследования [1; 2] свидетельствуют о том, что наиболее перспективным направлением повышения прочности стальных изделий является деформационное упрочнение металла в процессе холодной пластической деформации. Это позволяет в зависимости от исходного диаметра проката и степени суммарного обжата достигать временного сопротивления проволоочной заготовки более 1 500 МПа. Максимально достигнутый уровень показателей прочности, например, при производстве термически упрочненного сортового проката, сегодня составляет не более 1 500 МПа, однако при этом структура стали состоит из кольцевых зон продуктов распада аустенита, которые образованы по различным механизмам его превращений. В свою очередь, структурная неоднородность вызывает нестабильность механических свойств проката, следовательно, обеспечение однородной структуры продуктов распада аустенита и деформационное упрочнение высокоуглеродистой стали является перспективным направлением, обеспечивающим получение высококачественной металлопродукции.

Высокоуглеродистые стали перлитного класса постоянно привлекают внимание исследователей, поскольку на практике использованы не все возможные резервы повышения их прочности. Известно, что структура стали, состоящая преимущественно из сорбитообразного перлита, позволяет обеспечить формирование наилучшего сочетания показателей прочности и пластичности металла [1; 2].

Одной из главных задач современного металловедения является создание научных основ контролируемого управления

процессами структурообразования в металлах с целью достижения наилучшего сочетания комплекса свойств готовых изделий. До недавнего времени считалось, что для производства высокопрочной холоднодеформированной металлопродукции формирование равномерно распределенного сорбитообразного перлита в структуре бунтового проката можно достичь только в условиях изотермического распада аустенита – при проведении энергозатратной операции патентирования с отдельного нагрева. Однако работы [3; 4] показали возможность достижения требуемого результата при непрерывном охлаждении проката на линии Стелмор в потоке мелкосортнопроволочных станов.

Как известно, одним из требований к качеству бунтового проката из высокоуглеродистой стали является соответствие его структуры в состоянии поставки нормативной документации. Так, к примеру, по EN ISO 16120-4:2011 в бунтовом прокате предельное значение неразличимого перлита при кратности увеличения $\times 500$ должно составлять не менее 75 %, а по национальному стандарту ДСТУ 3683-98 – не менее 50 % [5].

Количество и степень дисперсности перлита в структуре стали зависит от скорости охлаждения и температуры, при которой происходит распад аустенита. К главным способам достижения требуемой степени дисперсности перлита можно отнести: повышение устойчивости переохлажденного аустенита за счет ввода легирующих или микролегирующих элементов, а также увеличение интенсивности воздушного охлаждения проката на линии Стелмор.

В настоящее время бунтовой прокат из высокоуглеродистой стали с дополнительным вводом легирующих элементов используется при производстве высокопрочных стальных арматурных канатов и проволоочной арматуры классов прочности 1670, 1770 и 1860 МПа.

Следует отметить, что при разработке эффективных режимов охлаждения

бунтового проката необходимо учитывать процессы динамической рекристаллизации и формирования субструктуры горячей деформации металла перед началом его охлаждения [6; 7]. С целью выявления возможного влияния на величину аустенитного зерна и кинетику распада аустенита температуру нагрева исследуемых образцов стали выбрали на 90...170 °С выше традиционно используемых при построении ТКД [8–11].

Цель работы – исследование особенностей кинетики распада аустенита, а также закономерностей формирования структуры стали C82D^{Cr} при непрерывном охлаждении с различными скоростями от повышенной температуры нагрева.

Материал и методика исследования.

Для проведения исследований использованы образцы, отобранные от промышленной партии бунтового проката диаметром 11,0 мм из стали C82D^{Cr}, химический состав которой приведен в таблице 1.

Контроль фазовых превращений осуществляли при помощи метода дифференциально-термического анализа на натуральных образцах бунтового проката с использованием хромель-алюмелевых термопар, зачеканенных в центральную часть образцов [9]. Металлографический анализ проводили на оптических световых микроскопах («Neophot-32» и «Axiovert M200 MAT») в соответствии с требованиями ГОСТ 8233-56 и EN 16120-1:2011.

Таблица 1

Химический состав стали C82D^{Cr} (EN ISO 16120-2:2011)

Химический состав, % масс.									
C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Ni	Cu	N
0,83	0,75	0,19	0,011	0,003	0,27	0,003	0,04	0,10	0,006

Результаты исследований и их обсуждение. Результаты исследований кинетики распада аустенита стали C82D^{Cr}

при непрерывном охлаждении с различными скоростями обобщены и представлены в виде ТКД на рисунке 1.

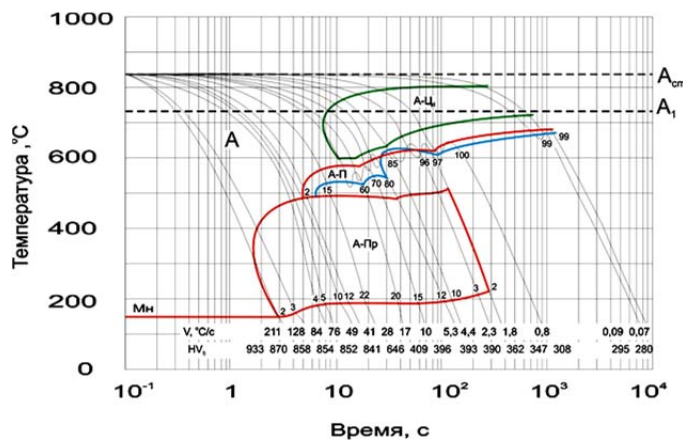


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали C82D^{Cr} при непрерывном охлаждении с различными скоростями

Критические точки A₁ и A_{cm} исследуемой стали определяли как среднее арифметическое по результатам трех измерений, значения которых составили 728 °С и 832 °С соответственно. При изучении особенностей кинетики распада аустенита стали C82D^{Cr} температура нагрева исследуемых образцов превышала традиционно используемые для построения ТКД на 90...170 °С и составляла 1 040 °С.

Известно, что при охлаждении заэвтектоидных сталей из пересыщенного углеродом аустенита выделяется цементит вторичный, количество и характер выделения которого зависят от условий нагрева и скорости последующего охлаждения [12].

При охлаждении исследуемых образцов со скоростями 17 °С/с и менее распад переохлажденного аустенита начинается с

выделения вторичного цементита по границам аустенитных зерен. При минимальной скорости охлаждения ($0,07\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$) выделение цементита вторичного по границам аустенитных зерен происходит в интервале температур $807...721\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 2).

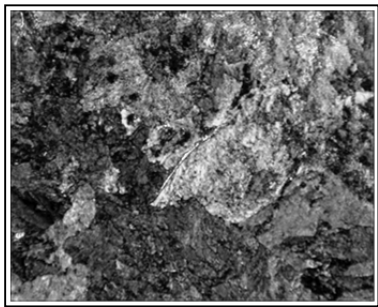
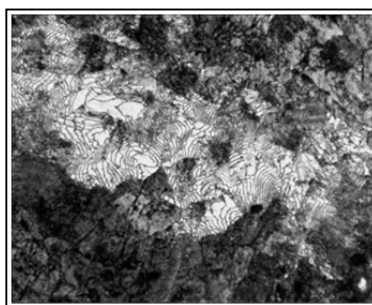
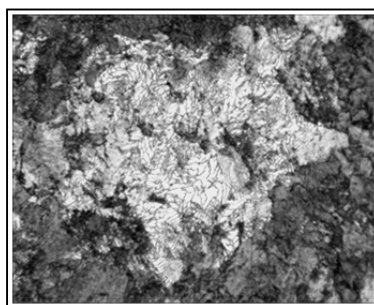


Рис. 2. Структура ($\times 500$) стали C82D^{Cr} после нагрева до $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ и охлаждения со скоростью $0,07\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$

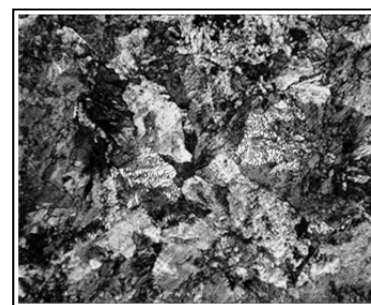
При повышении скорости охлаждения интервал температур выделения цементита вторичного увеличивается и при скорости $2,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ достигает максимального значения. При этом температура начала и конца его выделения постепенно снижается. При скорости охлаждения $0,09\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ начало выделения цементита вторичного соответствует температуре $800\text{ }^{\circ}\text{C}$, а окончания – $720\text{ }^{\circ}\text{C}$. При скорости охлаждения $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ образование цементита вторичного начинается при температуре $710\text{ }^{\circ}\text{C}$, а прекращается при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$. Обрывки цементита вторичного, выделившегося по границам аустенитных зерен, в процентном соотношении фаз составляют не более $1,0\%$.



а



б



в

Рис. 3. Структура ($\times 500$) стали C82D^{Cr} после нагрева до $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ и непрерывного охлаждения с различными скоростями: а – $0,07\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$; б – $0,09\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$; в – $0,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$

При скоростях охлаждения $0,07...1,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ распад переохлажденного аустенита протекает по диффузионному механизму с образованием перлита различной степени дисперсности.

При минимальной скорости охлаждения $0,07\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ образование перлита начинается при $680\text{ }^{\circ}\text{C}$, а заканчивается при $668\text{ }^{\circ}\text{C}$. В этом случае структура образцов состоит из $\sim 72\%$ сорбитообразного перлита и 28% перлита 2...6 балла по ГОСТ 8233-56 (рис. 3, а).

При скорости охлаждения $0,09\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ начало распада переохлажденного аустенита по диффузионному механизму происходит при температуре $675\text{ }^{\circ}\text{C}$, а заканчивается при $665\text{ }^{\circ}\text{C}$. Структура стали состоит из $\sim 75\%$ сорбитообразного перлита и 25% перлита

2...6 балла (рис. 3, б). Повышение скорости охлаждения до $0,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ приводит к снижению температуры начала перлитного превращения, а образование перлита начинается при $621\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Тепло фазовых превращений приводит к тому, что диффузионный распад аустенита заканчивается при температуре $631\text{ }^{\circ}\text{C}$. Структура стали C82D^{Cr} , охлажденной со скоростью $0,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$, состоит из $\sim 82\%$ сорбитообразного перлита и 18% перлита 2...6 балла (рис. 3, в).

При переходе через граничное значение скорости охлаждения $1,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ наблюдается принципиальное изменение кинетики распада переохлажденного аустенита: перлитное превращение начинается при температуре $621\text{ }^{\circ}\text{C}$, при этом продолжает

выделяться тепло фазовых превращений. Диффузионный распад аустенита заканчивается при температуре 610 °С, очевидно, потому, что количество тепла, отводимого при охлаждении, превышает количество тепла рекалесценции.

При температуре 510 °С оставшийся аустенит распадается по промежуточному

механизму с образованием бейнита, а при температуре распада 221 °С образуется мартенсит. Структура стали С82D^{Cr} состоит из ~ 97 % сорбитообразного перлита, 2 % бейнита, а также ~ 1 % цементита вторичного, мартенсита и аустенита остаточного (рис. 4, а).

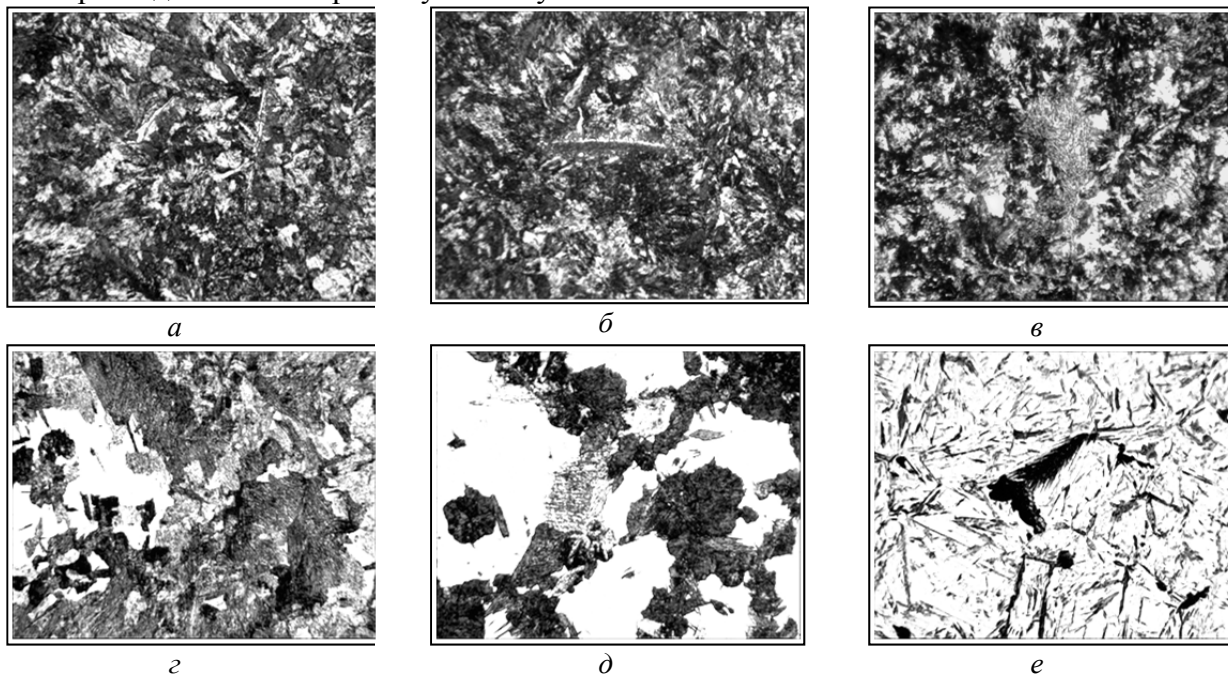


Рис. 4. Структура ($\times 500$) стали С82D^{Cr} после нагрева до 1 040 °С и непрерывного охлаждения с различными скоростями: а – 1,8 °С/с; б – 4,4 °С/с; в – 10 °С/с; г – 17 °С/с; д – 28 °С/с; е – 41 °С/с

В интервале скоростей охлаждения 2,3...17 °С/с распад аустенита протекает по различным механизмам: в интервале температур 620...531 °С происходит частичное диффузионное превращение, которому предшествует выделение цементита вторичного, а при более низких температурах образуются бейнит и мартенсит, кроме того, присутствует аустенит остаточный.

Для указанного интервала с повышением скорости охлаждения количество продуктов распада, образующихся по диффузионному механизму, уменьшается, а по промежуточному и сдвиговому – увеличивается. Так, при скорости охлаждения 2,3 °С/с структура стали С82D^{Cr} состоит из ~ 96 % перлита, 3 % бейнита, остальное – мартенсит и аустенит остаточный; при охлаждении со скоростью

4,4 °С/с – из ~ 85 % перлита, 10 % бейнита, остальное – мартенсит и аустенит остаточный (рис. 4, б).

При скорости охлаждения 2,3 °С/с за счет тепла рекалесценции разница температур начала и окончания перлитного превращения достигает максимума (22 °С). При скорости охлаждения 5,3 °С/с структура стали С82D^{Cr} состоит из ~ 80 % перлита, 12 % бейнита, остальное – мартенсит и аустенит остаточный; при скорости охлаждения 10 °С/с – из ~ 70 % перлита, 15 % бейнита, остальное – мартенсит и аустенит остаточный (рис. 4, в); при скорости охлаждения 17 °С/с – из ~ 60 % перлита, 20 % бейнита, остальное – мартенсит и аустенит остаточный (рис. 4, г).

Распад аустенита с образованием перлита, бейнита и мартенсита без предшествующего выделения цементита

вторичного происходит в интервале скоростей охлаждения 20...49 °C/c.

При охлаждении образцов со скоростью 28 °C/c перлит образуется в интервале температур 568...528 °C, дальнейший распад аустенита по промежуточному механизму проходит в интервале температур 490...190 °C, далее протекает мартенситное превращение. В этом случае структура стали C82D^{Cr} состоит из ~ 15 % перлита (троостита), 22 % бейнита, оставшееся – мартенсит и аустенит остаточный (рис. 4, д).

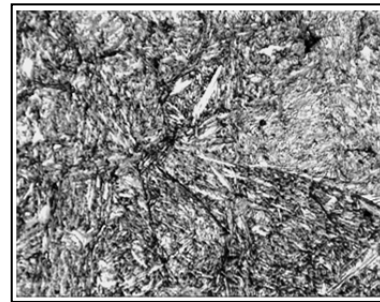
В интервале скоростей охлаждения 41...211 °C/c количество продуктов распада аустенита, образующихся по промежуточному механизму, постепенно уменьшается. При скорости охлаждения 41 °C/c диффузионный распад аустенита протекает в интервале температур

518...490 °C, после чего из не распавшегося аустенита образуется бейнит, а затем мартенсит, кроме того, имеется аустенит остаточный.

Структура образцов стали C82D^{Cr} состоит из ~ 2 % перлита, 12 % бейнита, остальное – мартенсит и аустенит остаточный (рис. 4, е). При скоростях охлаждения 49...211 °C/c распад аустенита протекает по промежуточному и сдвиговому механизмам. При скорости охлаждения 49 °C/c бейнит образуется в интервале температур 485...190 °C, ниже которого протекает мартенситное превращение. Структура стали C82D^{Cr} состоит из ~ 10 % бейнита, остальное – мартенсит и аустенит остаточный.



а



б

Рис. 5. Структура (×500) стали C82D^{Cr} после нагрева до 1040 °C и непрерывного охлаждения с различными скоростями: а – 76 °C/c; б – 128 °C/c

При охлаждении образцов со скоростью 76 °C/c бейнит образуется в интервале температур 482...190 °C, затем происходит мартенситное превращение. Количество бейнита в структуре стали в процентном соотношении фаз составляет не более 4 % (рис. 5, а). При скорости охлаждения 84 °C/c промежуточный механизм распада аустенита начинается при 475 °C, а при температуре 183 °C – протекает мартенситное превращение. Структура стали C82D^{Cr} идентична структуре образцов, охлажденных со скоростью 76 °C/c. При охлаждении со скоростью 128 °C/c температура начала бейнитного превращения значительно снижается, распад аустенита происходит в интервале температур 400...162 °C, после чего образуется мартенсит; кроме того,

присутствует аустенит остаточный (рис. 5, б).

Минимальная скорость охлаждения, при которой распад аустенита начинается в точке M_н, соответствует 210 °C/c. Охлаждение с такой скоростью приводит к образованию игольчатого мартенсита 6...8-го балла по ГОСТ 8233-56. Мартенситное превращение начинается при 150 °C и протекает вплоть до комнатной температуры. Поскольку точка M_к находится в области отрицательных температур, в исследуемых образцах при комнатной температуре сохраняется от 2 до 4 % аустенита остаточного.

Сопоставительный анализ ТКД исследуемой стали C82D^{Cr} с борсодержащей сталью C86D [3], химический состав которой приведен в таблице 2, показал, что

сталь С82D^{Cr} имеет практически идентичный со сталью С86D интервал скоростей охлаждения, в котором началу перлитного превращения предшествует выделение цементита вторичного по

границам аустенитных зерен: для стали С82D^{Cr} – 0,07...17 °С/с, а для стали С86D – 0,08...19 °С/с.

Таблица 2

Химический состав борсодержащей стали С86D

Химический состав, % масс.									
С	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	N	B
0,88	0,68	0,18	0,01	0,003	0,03	0,06	0,12	0,007	0,0012

Сталь С82D^{Cr} имеет несколько меньшие значения верхней (211 °С/с) и нижней (1,8 °С/с) критических скоростей охлаждения в сравнении со сталью С86D (228 °С/с и 19 °С/с соответственно). Снижение критических скоростей охлаждения для стали С82D^{Cr} обусловлено повышением устойчивости аустенита за счет дополнительного ввода в сталь хрома (0,27 %), а также (и) повышением температуры нагрева на 40 °С перед началом непрерывного охлаждения.

Анализ ТКД стали С82D^{Cr} свидетельствует о том, что при повышении скорости охлаждения количество сорбитообразного перлита возрастает. С ростом температуры нагрева и последующей скорости охлаждения происходит снижение критической точки А_{г1}, в результате чего повышается степень дисперсности перлита. Это обусловлено не только степенью переохлаждения аустенита при непрерывном охлаждении, но также повышением скорости изменения переохлаждения, которая представляет собой не что иное как фактическую скорость распада аустенита. Принимая во внимание вышеприведенные данные о влиянии повышения скорости охлаждения на количество образующегося перлита, в том числе и сорбитообразного перлита, вклад скорости охлаждения следует рассматривать с учетом одновременного повышения степени дисперсности перлита, который оценивается по шкале 1 ГОСТ 8233-56 и идентифицируется как перлит 1-го балла.

Таким образом, установлены интервалы скоростей охлаждения, когда: распад аустенита происходит по диффузионному

механизму с образованием перлита различной степени дисперсности (0,07...1,8 °С/с); распаду аустенита предшествует образование цементита вторичного в количестве не более 1 % в виде отдельных участков по границам перлитных зерен (0,07...17 °С/с); распад аустенита происходит по диффузионному, промежуточному и сдвиговому механизмам (1,8...211 °С/с); образуется игольчатый мартенсит 6...8 балла и имеется аустенит остаточный в количестве от 2,0 до 4,0 % в виде прослоек между мартенситными иглами (> 211 °С/с). При скоростях охлаждения 0,8; 2,3 и 4,4 °С/с выделение тепла рекалесценции приводит к тому, что температура окончания перлитного превращения поднимается выше температуры начала распада аустенита. Максимальный эффект повышения температуры окончания диффузионного распада (22 °С) наблюдается при скорости охлаждения 4,4 °С/с.

Следовательно, для формирования в промышленных условиях в структуре проката из стали С82D^{Cr} перлита с наилучшей степенью дисперсности целесообразно использовать в межкритическом интервале такую скорость охлаждения аустенита, при которой образуется сорбитообразный перлит с наименьшим межпластиночным расстоянием. При этом температура виткообразования проката на линии Стелмор должна быть не менее 1 040 °С, дальнейшее ускоренное воздушное охлаждение витков металла на транспортере следует проводить со скоростью не менее 17 °С/с до интервала температур 570...540 °С с последующей

квазиизотермической выдержкой под теплоизоляционными крышками. Такой режим охлаждения обеспечит распад аустенита по диффузионному механизму с образованием максимального возможного количества сорбитообразного перлита в структуре бунтового проката.

Установленные особенности распада аустенита при непрерывном охлаждении стали С82D^{Cr} с различными скоростями позволили научно обосновать режимы охлаждения бунтового проката на линии Стелмор в потоке непрерывного мелкосортнопроволочного стана 320/150. Металлографический анализ показал, что микроструктура бунтового проката, изготовленного по разработанному режиму охлаждения из стали С82D^{Cr}, содержит ~ 92 % сорбитообразного перлита и 8 % перлита 2...3-го балла по шкале ГОСТ 8233-56. Оценка цементитной сетки по эталонам структур шаблона III стандарта NF A 04-114 показала соответствие классу А (полное отсутствие) для проката диаметром 8,0; 10,0; 11,0; 12,0 мм и в нескольких случаях классу В (следы цементита) для диаметра проката 12,0 мм.

Выводы. Изучена кинетика распада аустенита и закономерности формирования структуры хромсодержащей стали С82D^{Cr}, нагретой до температуры 1 040 °С и

подвергнутой непрерывному охлаждению с различной скоростью. Результаты исследований обобщены и представлены в виде ТКД.

Установлены интервалы скоростей охлаждения, когда можно получить различные продукты распада аустенита, обеспечивающие различное соотношение структурных составляющих стали С82D^{Cr}.

Обоснованы наиболее эффективные интервалы скоростей воздушного охлаждения, которые позволяют обеспечить формирование не менее 90 % сорбитообразного перлита в структуре проката из данной стали, исключить выделение избыточной фазы (цементит вторичный), а также появление структур, образующихся по промежуточному и сдвиговому механизмам.

Разработаны режимы охлаждения бунтового проката из стали С82D^{Cr} на транспортере линии Стелмор в потоке непрерывного мелкосортнопроволочного стана 320/150, обеспечивающие получение микроструктуры бунтового проката, состоящей ~ из 92 % сорбитообразного перлита и 8 % перлита 2...3 балла по ГОСТ 8233-56, а также отсутствие цементитной сетки в прокате различных диаметров.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Парусов В. В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки : монография / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, Э. В. Парусов. – Днепропетровск : АРТ-ПРЕСС, 2012. – 376 с.
2. Разработка технологии производства высокоуглеродистой катанки для ее энерго- и ресурсосберегающей переработки на метизном переделе / В. В. Парусов, Э. В. Парусов, А. Б. Сычков, И. В. Деревянченко, Р. Р. Пришляк, Л. В. Сагура // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. – Днепропетровск : ПГАСА, 2010. – Вып. 53. – С. 146–152. – (Стародубовские чтения 2010).
3. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel С86D micro-alloyed with boron / Parusov E. V., Parusov V. V., Sagura L. V., Sivak A. I., Klimentko A. P., Sychkov A. B. // Metallurgical and Mining Industry. – 2016. – № 6. – P. 70–74.
4. Development of energy- and resource-saving production technology of high-strength strands / Parusov E. V., Parusov V. V., Sagura L. V., Derevyanchenko I. V., Dolgiy S. V., Gremchev S. A., Demyanova L. I. // Metallurgical and Mining Industry. – 2016. – № 5. – P. 100–104.
5. Парусов Э. В. Требования, предъявляемые к катанке для производства высокопрочной канатной арматуры / Э. В. Парусов // Теория и практика металлургии. – 2014. – № 1–2. – С. 67–70.
6. К вопросу о дислокационно-диффузионном генезисе пластинчатого перлита в высокоуглеродистом бунтовом прокате / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, А. Б. Сычков, И. Н. Чуйко, Л. В. Сагура // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. / Приднпр. гос. акад. стр-ва и архитектуры. – Днепропетровск, 2016. – Вып. 89. – С. 137–143. – (Стародубовские чтения 2016).
7. О влиянии дислокационной субструктуры горячей деформации и микродобавок бора на формирование пластинчатого перлита в процессе непрерывного охлаждения бунтового проката / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, А. Б. Сычков, Л. В. Сагура // Металознавство та термічна обробка металів. – 2016. – № 3. – С. 40–46.

8. Парусов Э. В. Влияние температуры аустенизации на дисперсность перлита углеродистой стали / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура // *Металлознавство та термічна обробка металів*. – 2015. – № 2. – С. 14–18.
9. Дифференциально-термический анализ и технологии термической обработки : монография / А. П. Клименко, А. И. Карнаух, А. И. Буря, В. И. Сытар. – Днепропетровск : Пороги, 2008. – 323 с.
10. Попов А. А. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении / А. А. Попов // *Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах* : сб. науч. тр. – Москва : Машгиз, 1950. – С. 136–159.
11. Луценко В. А. Особенности распада аустенита стали 90 в изотермических и термокинетических условиях / В. А. Луценко // *Металлознавство та термічна обробка металів*. – 2008. – № 1. – С. 76–82.
12. Гуляев А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – Москва : *Металлургия*, 1986. – 542 с.

REFERENCES

1. Parusov V.V., Sychkov A.B. and Parusov E.V. *Teoreticheskiye i tekhnologicheskiye osnovy proizvodstva vysokoeffektivnykh vidov katank*. [Theoretical and technological foundations for the production of highly efficient wire rod types]. Dnepropetrovsk: ART-PRESS, 2012, 376 p. (in Russian).
2. Parusov V.V., Parusov E.V., Sychkov A.B., Derevyanchenko I.V., Prishlyak R. R. and Sagura L.V. *Razrabotka tekhnologii proizvodstva vysokouglerodistoy katanki dlya ee energo- i resursoberegayushhej pererabotki na metiznom peredele*. [Development of the technology for the production of high-carbon wire rod for its energy and resource-saving processing at the hardware division]. *Stroitelstvo. Materialovedenie. Mashinostroenie* [Construction. Materials Science. Mechanical Engineering]. Starodubovskye chtenyaya 2010 [Proceedings in memory of Starodubov 2010]. Dnepropetrovsk: PGASA, 2010, iss. 53, pp. 146–152. (in Russian).
3. 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. 2016, no. 6, pp. 70–74.
4. Parusov E.V., Parusov V.V., Sagura L.V., Derevyanchenko I. V., Dolgiy S.V., Gremechev S.A. and Demyanova L.I. *Development of energy- and resource-saving production technology of high-strength strands*. Metallurgical and Mining Industry. 2016, no. 5, pp. 100–104.
5. Parusov E.V. *Trebovaniya. Pred'yavlyayemye k katanke dlya proizvodstva vysokoprochnoy kanatnoy armatury*. [Requirements for wire rod for the production of high-strength cable rope]. *Teoriya i praktika metallurgii* [Theory and practice of metallurgy]. 2014, no. 1-2, pp. 67–70. (in Russian).
6. Parusov E.V., Gubenko S.I., Sychkov A.B., Chujko I.N. and Sagura L.V. *K voprosu o dislokatsionno-diffuzionnom genezise plastinchatogo perlita v vysokouglerodistom buntovom prokate provoloki* [On the issue of the dislocation-diffusion genesis of lamellar perlite in high-carbon bent wire rolling]. *Stroitelstvo. Materialovedenie. Mashinostroenie* [Construction. Materials Science. Mechanical Engineering]. Starodubovskye chtenyaya 2016 [Proceedings in memory of Starodubov 2016]. Dnepropetrovsk, 2016, iss. 89, pp. 137–143. (in Russian).
7. Parusov E.V., Gubenko S.I., Sychkov A.B. and Sagura L.V. *O vliyaniy dislokatsionnoy substrukturnoy goryachej deformatsii i mikrodozavok bora na formirovaniye plastinchatogo perlita v processe nepreryvnogo oxlazhdeniya buntovogo prokata* [On the influence of the dislocation substructure of hot deformation and boron micronutrients on the formation of plate perlite in the process of continuous cooling]. *Metalloznnavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metallurgical Science and Thermal Treatment of Metals]. 2016, no. 3, pp. 40–46. (in Russian).
8. Parusov E.V., Parusov V.V. and Sagura L.V. *Vliyaniye temperatury austenitizatsii na dispersnost perlita uglerodistoy stali* [Effect of austenitization temperature on the dispersion of carbon steel perlite]. *Metalloznnavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metallurgical Science and Thermal Treatment of Metals]. 2015, no. 2, pp. 14–18. (in Russian).
9. Klimenko A.P., Karnaukh A. I., Burya A.I. and Sytar V.I. *Differentsialno-termicheskiy analiz i tekhnologii termicheskoy obrabotki* [Differential thermal analysis and heat treatment technologies]. Dnepropetrovsk: Porogi, 2008, 323 p. (in Russian).
10. Popov A.A. *Prevrashcheniye austenita pri nepreryvnom oxlazhdenii* [Austenite transformation under continuous cooling]. *Fazovye prevrashheniya v zhelezouglerodistykh splavakh* [Phase transformations in iron-carbon alloys]. Moskva: Mashgiz, 1950, pp. 136–159. (in Russian).
11. Lutsenko V.A. *Osobennosti raspada austenita stali 90 v izotermicheskix i termokinicheskix usloviyax* [Features of the decay of austenite of steel 90 under isothermal and thermokinetic conditions]. *Metalloznnavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metallurgical Science and Thermal Treatment of Metals]. 2008, no. 1, pp. 76–82. (in Russian).
12. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metallurgical Science]. ed. 6, Moskva: Metallurgiya, 1986, 542 p. (in Russian).

Рецензент: Башев В. Ф. д-р фіз.-мат. наук, проф.

Надійшла до редколегії: 10.11.2017 р.

Прийнята до друку: 22.11.2017 р.