

УДК 669.14.017:539.3:669.14.017.620.18:669.15-194:621.778

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 25ХГНМА

ОЛЕЙНИК Я. В.¹, *асп.*,
ЕВСЮКОВ М. Ф.^{2*}, *к.т.н., с.н.с.*,
ЧМЕЛЕВА В. С.^{3*}, *к.т.н., доц.*,
ДЕМЕНТЬЕВА Ж. А.^{4*}, *н.с.*

¹Кафедра термической обработки металлов, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, 49600, г. Днепропетровск, Украина, тел. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: yaroslav_oliynyk@ukrpost.net, ORCID ID: 0000-0003-2594-0616

^{2*}Отдел термической обработки металла для машиностроения (ОТОМ), Институт чёрной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. академика Стародубова, 1, 49050, г. Днепропетровск, Украина, тел. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

^{3*}Кафедра термической обработки металлов, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, 49600, г. Днепропетровск, Украина, тел. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: kaf.tom@metal.nmetau.edu.ua

^{4*}Отдел термической обработки металла для машиностроения (ОТОМ), Институт чёрной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. академика Стародубова, 1, 49050, г. Днепропетровск, Украина, тел. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

Аннотация. *Цель.* Исследование закономерностей формирования микроструктуры в комплекснолегированной стали 25ХГНМА с содержанием 0,15 % молибдена при распаде аустенита в прокате в интервале скоростей охлаждения в различных средах после аустенитизации с построением термокинетической диаграммы. *Методика.* Исследование проводилось на прокате диаметром 18,5 мм, произведенном по ТС 00187895 на ОАО «ОЭМК» (Российская Федерация). Кинетика превращения аустенита после отдельного нагрева в большом интервале скоростей охлаждения изучалась на dilatометрах АД-80 и МД-83 конструкции ИЧМ. Из проката в горячекатаном состоянии изготавливали dilatометрические образцы диаметром 3, 4 мм. Нагрев образцов в dilatометре осуществляли до 900 °С с последующей выдержкой в течение 5 мин. После этого образцы охлаждали по программе, в печах с различной тепловой инерцией, на воздухе, под вентилятором, и в масле. *Результаты.* Проведенный комплекс исследований показал, что низкоуглеродистая комплекснолегированная сталь 25ХГНМА, выпущенная по ТС 00187895 на ОАО «ОЭМК» с содержанием молибдена на нижнем пределе равном 0,15 %, является сталью перлитного класса. Для термического упрочнения с целью получения бейнитной структуры прокат должен охлаждаться как после прокатки, так и после аустенитизации при скоростях выше 0,82 °С/с. *Научная новизна.* Исследована кинетика фазовых превращений в непрерывнолитой низкоуглеродистой комплекснолегированной стали 25ХГНМА, широко используемой в отечественной промышленной практике на машиностроительных предприятиях Украины. *Практическая значимость.* Данное исследование может быть востребованным для машиностроительных предприятий Украины, в частности при производстве круглозвенных сварных цепей для горно-шахтного оборудования.

Ключевые слова: термическая обработка; легированные стали; фазовые превращения

ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ В КОМПЛЕКСНОЛЕГОВАНИЙ СТАЛІ 25ХГНМА

ОЛІЙНИК Я. В.¹, *асп.*,
ЄВСЮКОВ М. Ф.^{2*}, *к.т.н., с.н.с.*,
ЧМЕЛЬОВА В. С.^{3*}, *к.т.н., доц.*,
ДЕМЕНТІЄВА Ж. А.^{4*}, *н.с.*

¹Кафедра термічної обробки металів, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, 49600, м. Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: yaroslav_oliynyk@ukrpost.net, ORCID ID: 0000-0003-2594-0616

^{2*}Відділ термічної обробки металу для машинобудування (ВТОМ), Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. академіка Стародубова, 1, 49050, м. Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

^{3*}Кафедра термічної обробки металів, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, 49600, м. Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: kaf.tom@metal.nmetau.edu.ua

^{4*}Відділ термічної обробки металу для машинобудування (ВТОМ), Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. академіка Стародубова, 1, 49050, м. Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

Анотація. Мета. Дослідження закономірностей формування мікроструктури в комплекснолегованій сталі 25ХГНМА з вмістом 0,15 % молібдену при розпаді аустеніту в прокаті в інтервалі швидкостей охолодження в різних середовищах після аустенітизації з побудовою термкінетичної діаграми. **Методика.** Дослідження проводилося на прокаті діаметром 18,5 мм, виробленому по ТЗ 00187895 на ВАТ «ОЕМК» (Російська Федерація). Кінетика перетворення аустеніту після окремого нагріву у великому інтервалі швидкостей охолодження вивчалася на дилатометрах АД-80 та МД-83 конструкції ІЧМ. З прокату в гарячекатаному стані виготовлялися дилатометричні зразки діаметром 3, 4 мм. Нагрівання зразків у дилатометрі здійснювали до 900 °С з подальшою витримкою протягом 5 хв. Після цього зразки охолоджували за програмою, в печах з різною тепловою інерцією, на повітрі, під вентилятором, і в маслі. **Результати.** Проведений комплекс досліджень показав, що низьковуглецева комплекснолегована сталь 25ХГНМА, вироблена по ТЗ 00187895 на ВАТ «ОЕМК» з вмістом молібдену на нижній межі рівному 0,15 %, є сталлю перлітного класу. Для термічного зміцнення з метою отримання бейнітної структури прокат повинен охолоджуватися як після прокатки, так і після аустенітизації при швидкостях вище 0,82 °С/с. **Наукова новизна.** Досліджено кінетику фазових перетворень в безперервнолитої низьковуглецевої комплекснолегованої сталі 25ХГНМА, яка широко використовується у вітчизняній промисловій практиці на машинобудівних підприємствах України. **Практична значимість.** Дане дослідження може бути затребуваним для машинобудівних підприємств України, зокрема при виробництві круглоланкових зварних ланцюгів для гірничо-шахтного устаткування.

Ключові слова: термічна обробка; леговані сталі; фазові перетворення

MICROSTRUCTURE FORMATION REGULARITY IN COMPLEX-ALLOYED STEEL 25HGNMA

OLIINYK I. V.¹, *graduate student,*

EVSYUKOV M. F.^{2*}, *Candidate of Engineering Sciences, Senior Research Officer,*

CHMELEVA V. S.^{3*}, *Candidate of Engineering Sciences, Associate Professor,*

DEMENT'EVA ZH. A.^{4*}, *Research Officer.*

¹Department of metal heat treatment, National Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarin ave., 4, Dnipropetrovsk, 49600, Ukraine, tel. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: yaroslav_oliynyk@ukrpost.net, ORCID ID: 0000-0003-2594-0616

^{2*}Department of metal heat treatment for mechanical engineering, Institute of Steel and Iron NAS Ukraine, sq. academician Starodubov, 1, Dnipropetrovsk, 49050, Ukraine, tel. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

^{3*}Department of metal heat treatment, National Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarin ave., 4, Dnipropetrovsk, 49600, Ukraine, tel. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: kaf.tom@metal.nmetau.edu.ua

^{4*}Department of metal heat treatment for mechanical engineering, Institute of Steel and Iron NAS Ukraine, sq. academician Starodubov, 1, Dnipropetrovsk, 49050, Ukraine, tel. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

Abstract. Purpose. Investigation of the microstructure formation in complex-alloyed steel 25HGNMA, containing 0.15 % molybdenum, during decomposition of austenite in the wire rod in the range of cooling rates in different environments after austenitizing with thermokinetic diagrams construction. **Methodology.** The research was conducted on the wire rod diameter of 18,5 mm, manufactured with TC 00187895 by JSC "Oskol Electric Steel Works" (Russian Federation). Kinetics of austenite transformation after heating in a separate large range of cooling rates was studied with a dilatometer AD-80 and MD-83, designed by ISI. Were produced hot-rod samples with a diameters from 3 to 4 mm. Heating the samples in the dilatometer was performed to 900 °C, with the following staying during 5 min. Then samples were cooled under the program in furnaces with different thermal inertia, with air, under the fan, and with oil. **Findings.** Research efforts revealed that low-carbon alloy steel complex 25HGNMA, produced with TC 00187895 by JSC "Oskol Electric Steel Works" with a content of molybdenum equal to the lower limit of 0,15 %, is a pearlitic steel. For thermal hardening to obtain a wire rod bainite structure should be cooled after the rolling or after austenitizing at speeds higher than 0,82 °C/sec. **Originality.** Studied the kinetics of phase transformations in the complex of continuous low-carbon alloy steel 25HGM, widely used in domestic industrial practice in the machine-building enterprises of Ukraine. **Practical value.** This research may be claimed for the machine-building enterprises of Ukraine, in particular in the manufacture of welded round link chains for mining equipment.

Keywords: heat treatment; alloyed steel; phase transformations

Введение

В мировой производственной практике для изготовления высокопрочных сварных цепей используют стали, содержащие Mn, Cr, Ni, Mo в различных сочетаниях. Изучение влияния легирующих элементов на структуру и свойства цепей изучено в работах [5], [6], [7]. Наиболее широкое распространение для изготовления ответственных деталей в машиностроении получили стали легированные одновременно хромом и молибденом

[1]. Хромомолибденовые стали имеют высокие гарантированные механические свойства прочности, пластичности и вязкости и достаточно высокую прокаливаемость [8]. Особенности влияния молибдена, как и других карбидообразующих элементов, проявляются в его различном влиянии на закономерности формирования структуры при распаде аустенита по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита с одной стороны и при распаде на бейнит и мартенсит по сдвиговому механизму. Подробнее морфология образования

бейнита в сталях описана в работе [13]. Эффект влияния при этом зависит от содержания углерода и частично от таких легирующих элементов как никель и марганец. На практике используются, в основном, две группы конструкционных сталей, легированных молибденом. В первой группе сталей для повышения конструкционной прочности используются низкоуглеродистые хромоникелевые стали с содержанием молибдена от 0,2 % и до 0,3 %. К этой группе сталей относятся такие стали как 20ХМ, 30ХМ, 23ХГНМ и другие. При этом максимальный эффект влияния молибдена проявляется в конструкционных сталях хромоникелевомолибденовой композиции. В этой группе сталей распад аустенита на бейнит реализуется только в интервале скоростей охлаждения по смешанной кинетике. Во второй группе сталей с целью обеспечения большей прокаливаемости используются хромоникелевомолибденовые стали с содержанием молибдена до 0,5 %. Отличительной особенностью данной группы сталей является получение однородной структуры и свойств в изделиях крупных сечений за счет значительного повышения устойчивости аустенита при температурах выше 550-600 °С. Однако на кинетику бейнитного превращения повышенное содержание молибдена практически не оказывает [12]. В этом случае в стали при охлаждении в большом интервале скоростей охлаждения формируется однородная бейнитная структура с высоким комплексом прочностных и пластических свойств.

Однако, сведения по влиянию молибдена в количестве 0,15-0,20 % в конструкционной комплекснолегированной стали 25ХГНМА на кинетику распада аустенита в различных средах в литературе отсутствуют. При этом наибольший интерес представляют температурно-временные параметры промежуточного превращения – превращения по II ступени.

Цель

Исследование закономерностей формирования микроструктуры в комплекснолегированной стали 25ХГНМА с содержанием 0,15 % молибдена при распаде аустенита в прокате в интервале скоростей охлаждения в различных средах после аустенитизации с построением термокинетической диаграммы. Данная марка стали используется при производстве высокопрочных сварных цепей для горно-шахтного оборудования. В работе [9] были проведены исследования по изучению микроструктуры и механических свойств стали 23MnNiMoCr5-4, которая имеет наиболее близкий к исследуемой стали химический состав. Схожие исследования, также, были представлены в работах [10], [11].

Материал

Исследование проводилось на прокате диаметром 18,5 мм стали 25ХГНМА, выпущенной по ТС

00187895 на ОАО «ОЭМК», следующего химического состава: 0,24 % С, 0,12 % Si, 0,94 % Mn, 0,015 % P, 0,008 % S, 0,65 % Cr, 0,54 % Ni, 0,152 % Mo, 0,005 % Ti, 0,032 % Al, 0,049 % Cu. При этом марочное содержание молибдена по ТС 00187895 колеблется в пределах от 0,15 % и до 0,28 %. Содержание молибдена в исследуемой стали находится на нижнем пределе и равно 0,152 %.

Методика и результаты

Исследования исходного металла в поперечном сечении проката показали, что микроструктура горячекатаного металла состоит, в основном, из феррита и перлита и небольшого количества бейнита. Феррит и перлит имеют зеренную форму с изрезанными краями. При этом хорошо видна граница между ферритными зернами. На отдельных участках продукты распада имеют строение похожее на дендриты. Бейнит присутствует, в основном, в виде участков различной формы и размеров. Кроме этого в отдельных местах наблюдается участки зернистого бейнита. Бейнитные участки протравливаются очень слабо и видны как светлые участки, в основном, в ликвационных участках, обогащенных легирующими элементами. На шлифах в продольном направлении ферритные и перлитные зерна вытянуты и имеют слоистое строение, обусловленное химической неоднородностью.

Анализ термокинетической диаграммы (рис. 1) и микроструктурные исследования образцов показали следующие результаты. При охлаждении стали после нагрева при 900 °С со скоростью охлаждения 56 °С/с и выше переохлажденный аустенит начинает распадаться при температуре 385 °С по сдвиговому механизму с образованием мартенсита. При дальнейшем охлаждении до 260 °С распад аустенита заканчивается. Высокая температура конца распада аустенита обусловлена низким содержанием углерода в стали. Микроструктура образцов в поперечном сечении имеет слабо выраженное пакетное строение, характерное для низкоуглеродистых сталей.

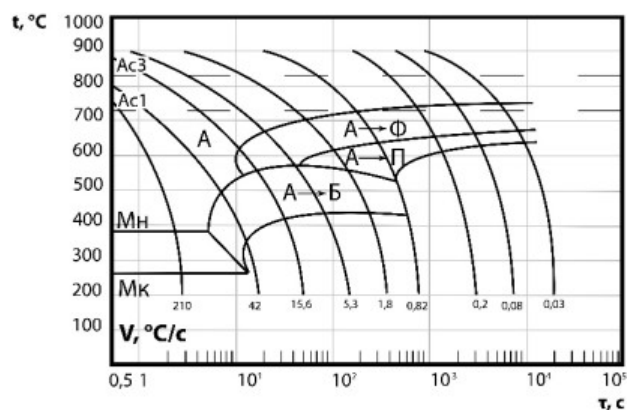


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма стали 25ХГНМА / Thermokinetic chart of steel 25HGNMA

Бейнитная структура образуется в стали в интервале скоростей охлаждения от 24 °С/с до 56 °С/с.

Низкая устойчивость переохлажденного аустенита комплекснолегированной стали по данным А. П. Гуляева [2] обусловлена тем, что бейнитное превращение не сопровождается перераспределением легирующих элементов. Происходит перераспределение углерода, поэтому влияние легирующих элементов на скорость бейнитного превращения невелико. Малый интервал скоростей охлаждения при переходе распада аустенита с образованием мартенсита на образование бейнита обусловлен влиянием молибдена. Аналогичные результаты были получены другими исследователями. Так в работе [3] на стали 35ХГСМ граница раздела между образованием мартенсита и бейнита находится в узком интервале скоростей охлаждения. Аналогичные результаты были получены на стали 30Х2МТ в работе [3].

В интервале скоростей охлаждения от 0,82 °C/с и до 24 °C/с в стали формируется смешанная структура. При этом, в интервале скоростей охлаждения от 5,3 °C/с и до 24 °C/с образуется в стали микроструктура, состоящая, в основном, из бейнита и, частично, из феррита и перлита.

Максимальное содержание бейнита в стали, равное 50-60 %, образуется при охлаждении со скоростью 5,3 °C/с (рис. 2). Преимущественный распад аустенита по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита происходит при скоростях охлаждения ниже 1,8 °C/с. С уменьшением скорости охлаждения до 0,82 °C/с содержание бейнита понижается до 5-10 %. При этом температура начала распада остаточного аустенита на бейнит понижается до 520 °C. Аналогичные результаты были получены и на сталях 30ХМ и 20ХМ и на стали 23ХГНМ с содержанием молибдена 0,21-0,24 % Мо [3].

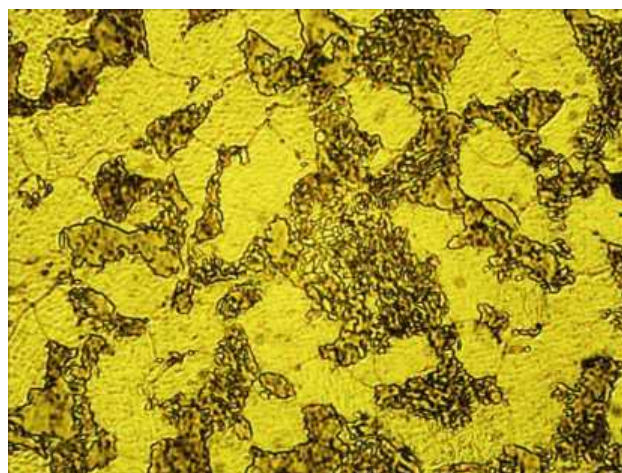


(x1000)

Рис. 2. Микроструктура стали 25ХГНМА после нагрева 900 °C и охлаждения со скоростью 5,3 °C/с / Microstructure of the steel 25HGMA after heating 900 °C and cooling with rate 5,3 °C/sec

При скорости охлаждения 0,82 °C/с наблюдается распад аустенита по смешанной кинетике (рис. 3). Переохлажденный аустенит начинает распадаться с

образованием феррита при температуре 720 °C. В процессе дальнейшего охлаждения до 630 °C образуется около 60 % феррита. В процессе дальнейшего охлаждения оставшийся аустенит распадается с образованием перлита. За счет низкой скорости превращения температура конца распада на перлит понижается до 520 °C. Температура конца распада переохлажденного аустенита с понижением скорости охлаждения от 1,8 °C/с до 0,82 °C/с понижается с 560 °C до 520 °C. Понижение температуры конца распада аустенита на перлит до температуры 520-530 °C было получено и в ранее выполненных работах на сталях таких как 30ХМ, 35ХГСМ, 20ХМ и стали 23ХГНМ [3].



(x1000)

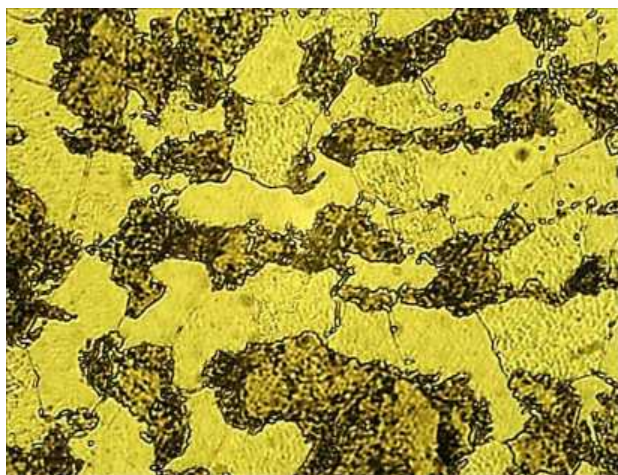
Рис. 3. Микроструктура стали 25ХГНМА после нагрева 900 °C и охлаждения со скоростью 0,82 °C/с / Microstructure of the steel 25HGMA after heating 900 °C and cooling with rate 0,82 °C/sec

Ниже температуры 520 °C остаточный аустенит распадается на бейнит. При этом температура конца распада в этом интервале скоростей охлаждения не изменяется и равна 430 °C. Таким образом, скорость охлаждения 0,82 °C/с является нижней критической скоростью охлаждения, разделяющей распад аустенита по смешанной кинетике и полный распад аустенита по диффузионной кинетике. Микроструктура стали после полного охлаждения состоит из зерен феррита с хорошо видимыми границами. Перлитная структура неоднородная по дисперсности за счет большого температурного интервала распада равного 630-520 °C. В этом случае по данным работы [4] межпластиночное расстояние в перлите уменьшается в 2-3 раза. Бейнитная структура присутствует в виде отдельных участков со слабо выраженным пакетным строением.

С понижением скорости охлаждения до 0,2 °C/с температурный интервал распада аустенита на феррит несколько повышается и равен 735-650 °C. При охлаждении ниже 650 °C оставшийся аустенит распадается по диффузионной кинетике с образованием эвтектоида в виде отдельных зерен перлита. При этом, температура конца распада аустенита с понижением скорости охлаждения от 0,82

°C/с и до 0,2 °C/с резко повышается до 610 °C. Микроструктура образца состоит, в основном, из вытянутых зерен феррита и перлита различной величины и направления и изрезанными границами. Соотношение феррита и перлита в поперечном сечении образца равно как 30-35 % феррита и 65-70 % перлита.

При понижении скорости охлаждения до 0,08 °C/с температурный интервал распада аустенита слабо повышается (рис. 4). В этом случае распад аустенита на феррит повышается до 740 °C, а температура начала распада на перлит повышается до 665 °C.



(x1000)

Рис. 4. Микроструктура стали 25ХГНМА после нагрева 900 °C и охлаждения со скоростью 0,08 °C/с
/ Microstructure of the steel 25HGNMA after heating 900 °C and cooling with rate 0,08 °C/sec

Оканчивается распад аустенита на перлит при температуре 630 °C. Общее содержание перлита составляет около 30-35 %. Микроструктурные исследования показали, что при охлаждении со скоростью 0,08 °C/с сохраняется большая разнотернистость феррита и перлита, однако средний балл зерна феррита и перлита увеличивается.

При минимально исследованной скорости охлаждения, равной 0,03 °C/с (120 °C/час) в интервале температур 745-680 °C также наблюдается большая разнотернистость феррита с изрезанными границами. В отдельных участках наблюдается выделение структурно свободного цементита в виде зерен различной величины. При дальнейшем охлаждении аустенит в интервале температур 689-640 °C распадается с образованием перлитных участков различной величины и направления. Вытянутость зерен феррита и перлита напоминает дендритное строение, обусловленное химической неоднородностью по легирующим элементам. Пластинчатый перлит характерный для углеродистых сталей при таких скоростях охлаждения не наблюдается. Микроструктурные исследования показали, что соотношение феррита и перлита по сравнению с предыдущей скоростью практически не изменилось.

При охлаждении проката как после горячей пластической деформации, так и после отдельного нагрева распад переохлажденного аустенита с образованием структурно свободного феррита позволяет определить температурно-временные условия образования отдельных структурных составляющих после различных скоростей охлаждения. Максимальная скорость охлаждения, когда образуются первые участки феррита в количестве до 5-10 % является скорость 24 °C/с. С уменьшением скорости охлаждения до 1,8 °C/с степень распада на феррит увеличивается до 65-70 %. При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения стали и до 0,03 °C/с степень распада аустенита происходит в температурном интервале 745-565 °C практически не меняется и равна 65-70 %.

При дальнейшем охлаждении в интервале температур от 680 °C и до 520 °C переохлажденный аустенит распадается с образованием эвтектоида в виде перлита различной дисперсности. Максимальная скорость охлаждения при которой образуются первые участки перлита равна 18 °C/с. С понижением скорости охлаждения до 0,8 °C/с степень распада переохлажденного аустенита на перлит увеличивается до 30-35 %. При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения до 0,03 °C/с степень распада на перлит практически не меняется и равна 30-35 %.

При температурах ниже 560 °C механизм распада переохлажденного аустенита меняется на сдвиговый с образованием промежуточной структуры – бейнита. При этом температурно-временные условия начала выделения бейнита зависят от скорости охлаждения. Первые участки бейнитной структуры образуются при охлаждении со скоростью 56 °C/с в температурном интервале 400-380 °C. С уменьшением скорости охлаждения до 15,6 °C/с температурный интервал распада аустенита на бейнит резко повышается. Первые участки бейнита появляются уже при температуре 550 °C. При температуре 420 °C оканчивается распад аустенита. В интервале скоростей охлаждения от 15,6 и до 1,8 °C/с температурный интервал распада аустенита на бейнит практически не изменяется. Однако, при дальнейшем уменьшении скорости охлаждения до 0,82 °C/с температура начала выделения бейнита понижается до 520 °C. Температура конца распада аустенита на бейнит практически не изменилась и равна 430 °C.

При скоростях охлаждения выше 56 °C/с переохлажденный аустенит распадается по сдвиговому механизму с образованием мартенсита при температурах ниже 380 °C в пределах аустенитных зерен. Конец распада аустенита в интервале скоростей охлаждения от 56 °C/с и до 210 °C/с одинаков и равен 260 °C.

Результаты

Проведенный комплекс исследований показал, что низкоуглеродистая комплекснолегированная сталь 25ХГНМА, выпущенная по ТС 00187895 на ОАО «ОЭМК» с содержанием молибдена на нижнем

пределе равном 0,15 %, является сталью перлитного класса. Для термического упрочнения с целью получения бейнитной структуры прокат должен охлаждаться как после прокатки, так и после аустенитизации при скоростях выше 0,82 °C/с.

Научная новизна и практическая ценность

Исследована кинетика фазовых превращений в непрерывнолитой низкоуглеродистой комплекснолегированной стали 25ХГНМА, широко используемой в отечественной промышленной практике на машиностроительных предприятиях Украины.

Выводы

1. Критические точки исследованной стали 25ХГНМА с 0,24 % С и 0,15 % Мо, определенные на образцах диаметром 4 мм при нагреве со скоростью 400 °C/час как среднее значение двух измерений, равны: $A_{c1} - 730$ °C и $A_{c3} - 820-825$ °C.
2. Комплекснолегированная сталь 25ХГНМА в виде прутка диаметром 18,5 мм исследовалась после отдельного нагрева 900 °C – 5 мин в интервале скоростей охлаждения от 210 °C/с и до 0,03 °C/с.
3. При охлаждении стали после отдельного нагрева 900 °C – 5 мин со скоростью охлаждения 56 °C/с и выше образуется структура по сдвиговому механизму с образованием мартенсита.
4. Бейнитная структура образуется в стали в интервале скоростей охлаждения от 56 °C/с до 24 °C/с.
5. В интервале скоростей охлаждения от 24 °C/с и до 0,82 °C/с в стали формируется смешанная структура. При этом, в интервале скоростей охлаждения от 24 °C/с и до 5,3 °C/с в стали образуется микроструктура, состоящая, в основном, из бейнита и, частично, из феррита и перлита. Максимальное содержание бейнита в стали, равное 50-60 %, образуется при охлаждении со скоростью 5,3 °C/с. Преимущественный распад аустенита по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита происходит при скоростях охлаждения ниже 1,8 °C/с. С уменьшением скорости охлаждения до 0,82 °C/с содержание бейнита понижается до 5-10 %.

6. Скорость 0,82 °C/с является верхней критической скоростью охлаждения, разделяющей интервалы скоростей охлаждения по смешанной кинетике и диффузионному механизму.

7. При всех скоростях охлаждения ниже 0,82 °C/с переохлажденный аустенит распадается только по диффузионному механизму с образованием феррита и перлита. Содержание феррита колеблется от 65 до 70 %, а перлита, соответственно, от 30 до 35 %. Продукты распада имеют форму выделений в связи с наличием ликвации легирующих элементов, похожую на дендритное строение стали после кристаллизации. Влияние тепла фазового превращения на температуру конца распада аустенита на перлит не выявлено.

8. Повышенная разнотернистость в исходном прокате, по сравнению с прокатом охлажденным после отдельного нагрева, обусловлена различным механизмом формирования аустенитного зерна. В прокате аустенитное зерно формируется из деформированного крупного зерна при нагреве под прокатку путем динамической и статической рекристаллизации. Скорость протекания этих процессов зависит, в основном, от химической неоднородности аустенита, что и приводит к большой разнотернистости аустенита и продуктов распада при охлаждении. В процессе отдельного нагрева аустенитное зерно формируется за счет полиморфного превращения исходной феррито-перлитной структуры и последующего роста в процессе выдержки при температуре нагрева.

9. Полученные результаты дают основание считать, что в низкоуглеродистой комплекснолегированной стали 25ХГНМА с 0,24 % С, легированной 0,15 % Мо, устойчивость аустенита при распаде на феррит и перлит не изменилась.

10. При повышении содержания молибдена в стали до верхнего марочного содержания, равного 0,28 % Мо, область распада аустенита по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита сместится в сторону малых скоростей охлаждения. В результате этого появится большой интервал скоростей охлаждения распада аустенита на бейнит.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Гудремон, Э. А. Специальные стали, Том 2 / Э. А. Гудремон. – Москва: Металлургия, 1966.
2. Гуляев, А. П. Металловедение, 5-е издание / А. П. Гуляев. – Москва: Металлургия, 1977. – 650 с.
3. Попова, Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста / Л. Е. Попова, А. А. Попов. – Москва: Металлургия, 1991.
4. Блантер, М. Е. Фазовые превращения при термической обработке стали / М. Е. Блантер. – Москва: Металлургиздат, 1962.
5. Поисковые работы по созданию круглозвенных сварных цепей класса «100». Отчет о НИР по теме № 67.07.26/053 / ВНИИПТУГЛЕМАШ. М., 1968.
6. Разработка оптимальных температурных режимов прокатки и охлаждения проката из легированных марок стали на стане 250/150 и последующей калибровки его без предварительного отжига с целью расширения сортамента и объемов производства на комбинате «Криворожсталь». Отчет о НИР. ИЧМ им. З. И. Некрасова НАН Украины. Днепропетровск, 2002.

7. Олейник, Я. В. Кинетика формирования бейнитной структуры в низкоуглеродистой комплекснолегированной стали при охлаждении, Стародубовские чтения 2015, Сборник научных трудов, 80 выпуск / Я. В. Олейник, М. Ф. Евсюков, В. С. Чмелева, Ж. А. Деметьева – Днепропетровск: ПГАСАб 2015. – 228 с.
8. Журавлев, В. Н. Машиностроительные стали. Справочник для конструкторов / В. Н. Журавлев, О. И. Николаева. - Москва-Свердловск: Mashgiz, 1962. – 82 с.
9. FengXiuMin. Study on Microstructure and Mechanical Properties of the 23MnNiCrMo54 Link-Chain Steel. PhD dissertation. Hebei University of Technology, 2004, Beichen. <http://www.dissertationtopic.net/doc/1230727>
10. FENG Xiu-min, WANG Bao-qi, GU Nan-ju, MA Xiao-li. Effect of Moderate Temperature Deformation on Microstructure of Link Chain Steel 23MnNiCrMo54. JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, Year 2005, Issue 3, Page 42-46. http://caod.oriprobe.com/articles/8919493/Effect_of_Moderate_Temperature_Deformation_on_Microstructure_of_Link_C.htm
11. Henryk Kania, Piotr Liberski. The Structure and Growth Kinetics of Zinc Coatings on Link Chains Produced of the 23MnNiCrMo5-2 Steel. Solid State Phenomena (Volume 212), Technologies and Properties of Modern Utility Materials XXI, December 2013, Page 145-150. <http://www.scientific.net/SSP.212.145>
12. Металлография железа. Том 2: структура сталей (с атласом микрофотографий) / под ред. Ф. Н. Тавадзе. - М: Металлургия, 1972.
13. Bhadeshia J. W. Bainite in Steel HKDH. Christian Metall. Trans Actions. – V.21A, 1990.

REFERENCES

1. Gudremon E. A. Spetsialniye stali, Tom 2 [Special Steels, Volume 2]. Moscow: Metallurgy, Publ., 1966.
2. Gulyaev A. P. Metallovedenie, 5-e izdanie [Metallography, 5th Edition]. Moscow: Metallurgy, Publ., 1977. 650 p.
3. Popova L. E., Popov A. A. Diagrammy prevrashcheniya austenita v stalyakh i beta-rastvora v splavakh titana: spravochnik termista [Diagrams of austenite transformation in steels and beta titanium alloys in solution: a handbook of thermistor]. Moscow, Metallurgy Publ., 1991.
4. Blanter M. R. Fazovyye prevrascheniya pri termicheskoy obrabotke stali [Phase transformations during heat treatment of steel]. Moscow: Metallurgizdat, Publ., 1962.
5. Poiskovye raboty po sozdaniyu kruglozvennykh svarnykh tsepey klassa «100». Otchet o NIR po teme № 67.07.26/053 [Exploration works on the creation of round welded chains class "100". Research report № 67.07.26/053]. Moscow: VNIPTUGLEMASH Publ., 1968.
6. Razrabotka optimal'nykh temperaturnykh rezhimov prokatki i okhlazhdeniya prokata iz legirovannykh marok stali na stane 250/150 i posleduyushchey kalibrovki ego bez predvaritel'nogo otzhiga s tsel'yu rasshireniya sortamenta i ob'emov proizvodstva na kombinatе «Krivorozhstal'». Otchet o NIR. [Development of optimal temperature conditions of rolling and cooling rolled alloyed steel on rolling 250/150 and its subsequent calibration without annealing in order to expand the assortment and production at the plant "Krivorozhstal'"]. Dnepropetrovsk, Institute of Steel and Iron NAS Ukraine, 2002.
7. Oliynyk I. V. The kinetics of bainite structure formation in low-carbon complex-alloyed steel during a cooling process, Starodubskiye chteniya 2015, Collection of scientific works. Dnipropetrovsk: PGASA, 2015. 228 p.
8. Zhuravlev V. N., Nikolaeva O. I. Mashinostroitel'nye stali. Spravochnik dlya konstruktorov [Machine steel. A Handbook for Designers]. Moscow-Sverdlovsk, Mashgiz Publ., 1962. 82 p.
9. FengXiuMin. Study on Microstructure and Mechanical Properties of the 23MnNiCrMo54 Link-Chain Steel. PhD dissertation. Hebei University of Technology, 2004, Beichen. <http://www.dissertationtopic.net/doc/1230727>
10. FENG Xiu-min, WANG Bao-qi, GU Nan-ju, MA Xiao-li. Effect of Moderate Temperature Deformation on Microstructure of Link Chain Steel 23MnNiCrMo54. JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, Year 2005, Issue 3, Page 42-46. http://caod.oriprobe.com/articles/8919493/Effect_of_Moderate_Temperature_Deformation_on_Microstructure_of_Link_C.htm
11. Henryk Kania, Piotr Liberski. The Structure and Growth Kinetics of Zinc Coatings on Link Chains Produced of the 23MnNiCrMo5-2 Steel. Solid State Phenomena (Volume 212), Technologies and Properties of Modern Utility Materials XXI, December 2013, Page 145-150. <http://www.scientific.net/SSP.212.145>
12. Metallografiya zheleza. Tom 2: struktura staley (s atlasom mikrofotoGRAFIY) [Metallography of iron. Volume 2: steel structure (with atlas of micrographs)]. Edited by Tavadze F. N. Moscow: Metallurgy Publ., 1972.
13. Bhadeshia J. W. Bainite in Steel HKDH. Christian Metall. Trans Actions. – V.21A, 1990.

Статья рекомендована к публикации д-ром.техн.наук, проф. С. И. Губенко (Украина); д-ром.техн.наук, проф. Г. В. Левченко (Украина)