

ОСОБЕННОСТИ РАСПАДА АУСТЕНИТА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ ПЕРЕГРЕТОЙ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ

С.В. БУРОВ, канд. техн. наук

*Ю.В. ХУДОРОЖКОВА, канд. техн. наук, доцент
(ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург)*

*М.А. РЫЖКОВ, канд. техн. наук
(УрФУ, г. Екатеринбург)*

Поступила 1 ноября 2013

Рецензирование 20 ноября 2013

Принята к печати 22 ноября 2013

Буров С.В. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34,
Институт машиноведения Уральского отделения РАН,
e-mail: burchitai@mail.ru

Морфология избыточного цементита важна в обеспечении механических свойств заэвтектоидных сталей. Целью настоящей работы являлось исследование влияния скорости охлаждения перегретой заэвтектоидной стали на морфологию вторичного цементита. На основании дилатометрических исследований построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита заэвтектоидной углеродистой стали электрошлакового переплава У16-Ш, содержащей 1,56 % углерода. Охлаждение образцов производили с температуры аустенитизации 1150 °С со скоростями от 0,1 до 30 °С/с на закалочном дилатометре Linseis L78 R.I.T.A. Определены критические точки рассматриваемой стали: $M_n = 138\text{ °С}$; $A_{c1} = 742\text{ °С}$; $A_{cm} = 960\text{ °С}$. Металлографические исследования дилатометрических образцов показали, что с увеличением скорости охлаждения выше 1...3 °С/с цементитная сетка постепенно сменяется видманштеттовой формой избыточного цементита. Показано, что морфология избыточного цементита при непрерывном охлаждении заэвтектоидной стали в значительной мере зависит от величины зерна переохлажденного аустенита. Увеличение размеров аустенитного зерна позволяет получать игольчатый цементит при меньших скоростях охлаждения.

Ключевые слова: заэвтектоидная сталь, видманштеттов цементит, аустенит, цементитная сетка, термокинетическая диаграмма.

Введение

Механические свойства заэвтектоидных углеродистых и низколегированных сталей в значительной степени определяются морфологией и характером распределения избыточных карбидов, а высокая доля карбидной фазы является исключительно важной в вопросах повышения износостойкости. Известно, что максимальный уровень прочности, пластичности и ударной вязкости у заэвтектоидных, в том числе сверхвысокоуглеродистых сталей, дает глобулярная морфология избыточного цементита [1]. Дополни-

тельный вклад в повышение уровня прочности, пластичности и трещиностойкости может дать и управление характером распределения избыточных карбидов. Глобули могут быть распределены равномерно, могут быть расположены в местах расположения бывшей цементитной сетки, залегать слоями или повторять дендритное ликвационное распределение карбидообразующих элементов.

Вопрос получения естественного композиционного материала на основе углеродистой заэвтектоидной стали неоднократно разбирался в научной печати при исследова-

нии вопросов технологии получения булатов. Практически все варианты получения слоистого распределения мелкодисперсного глобулярного избыточного цементита сводятся к деформированию заэвтектоидной стали в интервале температур от A_{cm} до A_{c1} , однако мнения по поводу морфологии выделений избыточного цементита доковки расходятся. По мнению авторов работы [2], основной вклад в формирование слоев цементитных глобулей вносит дробление цементитной сетки. Авторы работы [3] считают, что углерод в процессековки вне зависимости от исходной морфологии перераспределяется в глобули сообразно распределению карбидообразующих элементов, например ванадия. В то же время процесс термообработки, предшествующий деформированию в межкритическом интервале, все указанные авторы проводят с охлаждением со значительного перегрева, обычно с температуры, близкой к солидусу (1100...1200 °С). В работе [3] указано, что длительный отжиг необходим для формирования обезуглероженной ферритной «рубашки», предотвращающей растрескивание в процессековки. О морфологии избыточного цементита, благоприятной для формирования при ковке слоистого распределения глобулярного цементита, в работах этих авторов не сообщается. По исследованиям, приведенным в работе [4], слоистое залегание глобулей после деформации лучше всего обеспечивается при деформировании в указанном температурном интервале стали с видманштеттовой морфологией избыточного цементита.

Данная работа проведена с целью построения диаграммы распада переохлажденного аустенита заэвтектоидной стали и определения влияния скоростей охлаждения на морфологию избыточного цементита. В существующих диаграммах распада переохлажденного аустенита заэвтектоидных сталей не приводится такого соответствия между скоростями охлажденного аустенита и морфологией избыточного цементита. Наличие возможности управления структурой подсистемы избыточного цементита позволит в максимальной степени гарантировать получение естественного слоистого композиционного материала на базе заэвтектоидной стали.

Методика

экспериментального исследования

В качестве материала исследования была выбрана заэвтектоидная сталь У16-Ш опытной индукционной выплавки с последующим электрошлаковым переплавом, позволившим минимизировать ликвационную неоднородность и снизить количество неметаллических включений. Состав стали приведен в таблице.

Химический состав стали У16-Ш

Содержание элемента, %						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
1,562	0,137	0,201	0,016	0,0034	0,5	0,13

Образцы для dilatометрических исследований длиной 10 и диаметром 3 мм вырезались из нормализованной поковки с помощью электроэрозионной проволоочной резки. Dilatометрические исследования проводили на закалочном dilatометре Linseis L78 R.I.T.A. с индукционным нагревом. Нагрев образцов производили со скоростью 2,5 °С/с. Выдержка при температуре 1150 °С составляла 300 с, что достаточно для гомогенного перераспределения углерода в аустените, но при этом не происходит значительного обезуглероживания образцов в среде вакуума. Охлаждение производили с постоянными скоростями: 0,1; 0,3; 1; 3; 10; 30 °С/с. Критические точки и интервалы фазовых превращений определяли графически по перегибам на кривых «температура – абсолютное удлинение». При проведении опытов регистрация проводилась откалиброванной термпарой типа ТХА (К-тип), приваренной к боковой цилиндрической поверхности исследуемых образцов с помощью точечной сварки. Методика испытаний и построения кинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита описана в работах [5, 6].

Нагрев образцов производили индукционным способом в вакууме ($\sim 10^{-2}$ Па), что полностью исключало вероятность образования окалина на торцах образцов и, следовательно, искажения показаний dilatометра. Однако индукционный вакуумный нагрев и выдержка 300 с при 1150 °С не предотвращал обезуглероживания поверхности. Оцененный металлографически обезуглероженный слой не превышал 30 мкм и

наблюдался только на цилиндрической поверхности. В качестве охлаждающей среды использовали гелий марки Б (по ТУ-51-940-80, чистота 99,99 %), который подавали на образцы под различным давлением, что позволило реализовать скорости охлаждения образцов от 0,1 до 30 °С/с, достаточные для прохождения всего спектра характерных для непрерывного охлаждения заэвтектоидной стали типов превращений: выделения избыточной карбидной фазы, перлитного превращения, мартенситного превращения.

После дилатометрических исследований образцы подвергали металлографическому анализу и измерению твердости. Металлографические исследования проводили в продольном и поперечном сечениях образцов на металлографическом инвертированном микроскопе Альтами-МЕТ 1М в светопольном режиме.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали У16-Ш (при охлаждении от 1150 °С).

При проведении дилатометрических исследований выявлены критические точки стали У16-Ш: $M_n = 138$ °С; $A_{c1} = 742$ °С; $A_{cm} = 960$ °С.

Значения твердости представлены на термокинетической диаграмме. Твердость соответствует ряду структур: от цементитно-перлитной до цементитно-мартенситной структуры с остаточным аустенитом.

Анализ кривой начала выделения избыточного (вторичного) цементита из переохлажденного аустенита на диаграмме (см. рис. 1) показывает наличие вогнутости на этой кривой в районе скоростей охлаждения около 0,3 °С в секунду. Аналогичное поведение кривой начала выделения вторичного цементита на диаграмме распада переохлажденного аустенита стали У16 (с незначительно отличным химическим составом, при охлаждении от 1200 °С) имеется в литературных данных [6], однако описание такого поведения кривой не приведено.

Проведенные металлографические исследования дилатометрических образцов, результаты которых представлены на рис. 2 – 6, показывают, что вогнутость кривой, характеризующей начало выделения избыточной цементитной фазы из аустенита, характеризуется сменой морфологии избыточного цементита от сетчатой (рис. 2 – 4) к игольчатой (рис. 4 – 6). Образование исключительно цементитной сетки характерно для величин переохлаждения до 150 °С ниже A_{cm} . При образовании цементита игольчатой морфологии устойчивость переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении снижается. Большие величины переохлаждения ниже A_{cm} , приводят к тому, что образование карбидной фазы происходит внутри объема аустенитного зерна в виде «игл» (пластин), в силу заторможенности процессов диффузии атомов углерода из центра зерна к границам. Пластинчатое строение видманштеттова цементита и пространственное расположение пластин внутри бывшего аустенитного зерна детально исследовано в работах [1,7].

Размер аустенитного зерна является одной из важнейших характеристик, влияющих на

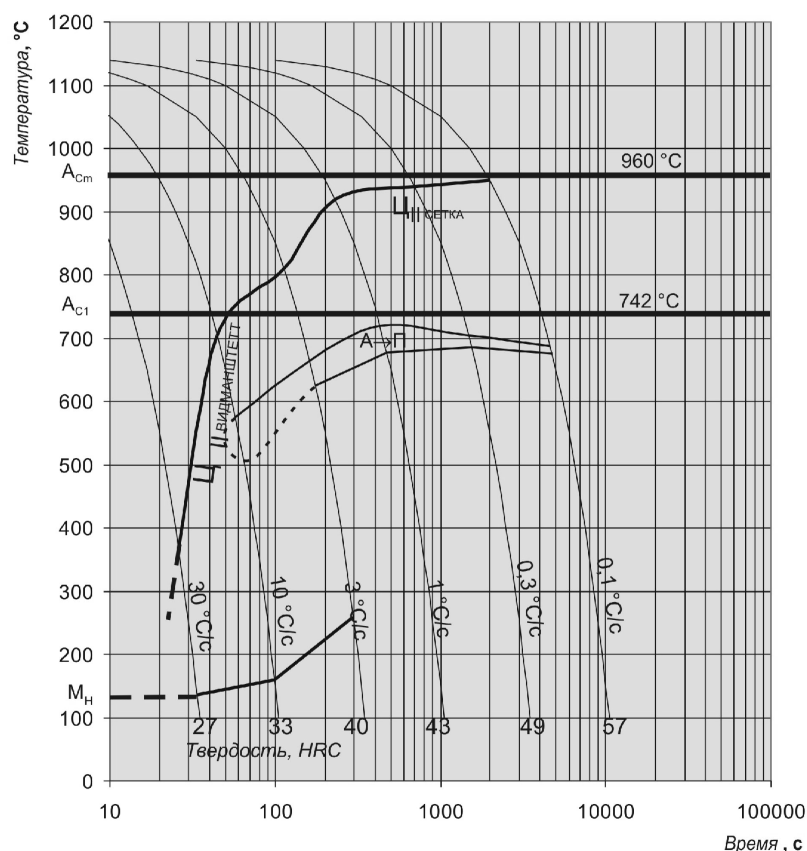


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали У16-Ш при линейном непрерывном охлаждении от 1150 °С

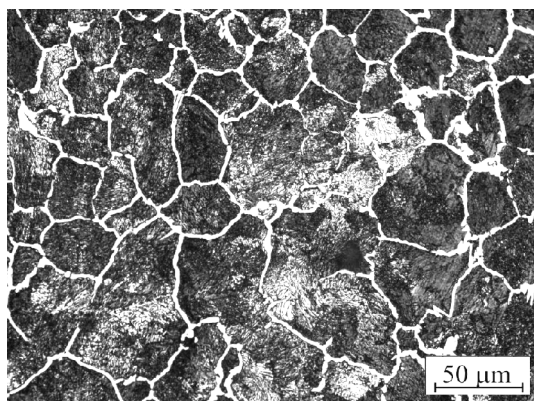


Рис. 2. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 0,1 °С/с

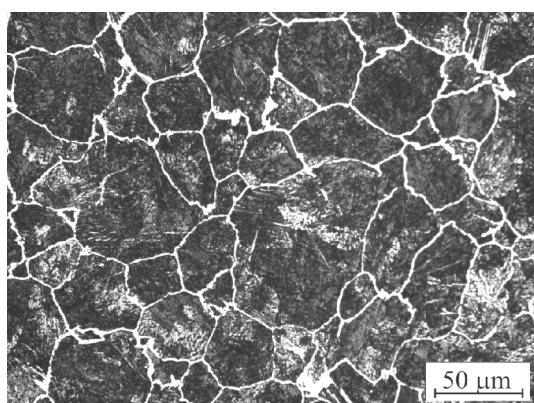


Рис. 3. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 1 °С/с

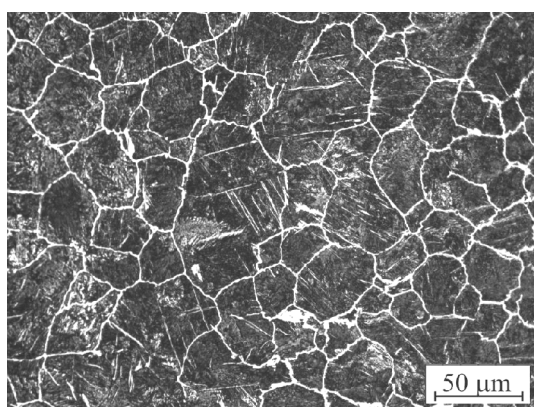


Рис. 4. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 3 °С/с

возможность формирования игольчатого цементита в определенных условиях охлаждения. В условиях охлаждения, при которых избыток атомов углерода даже из центра аустенитного зерна не способен достичь границы, будет происходить выделение избыточного цементита внутри зерна в виде пластин. При про-

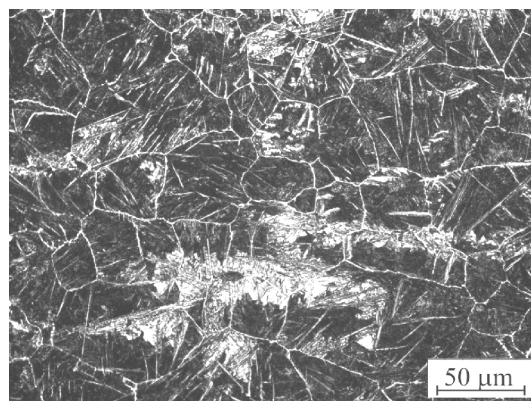


Рис. 5. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 10 °С/с

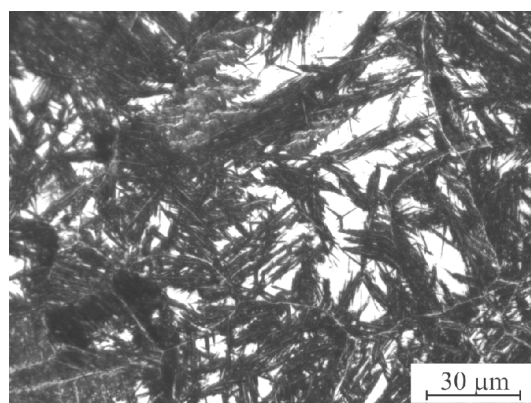


Рис. 6. Микроструктура стали У16-Ш, охлажденной от 1150 °С со скоростью 30 °С/с

ведении дилатометрических исследований в настоящей работе, когда размер аустенитного зерна составлял 30...90 мкм, появление первых «игл» видманштеттова цементита соответствует скорости охлаждения 0,3 °С/с. При повышении температуры аустенитизации до 1200 °С и времени выдержки 4000 с размер отдельных аустенитных зерен составляет 1500 мкм, значительное количество видманштеттова цементита образуется уже при скорости охлаждения 0,1 °С/с. Можно привести еще одно подтверждение вывода о влиянии размера зерна на морфологию избыточного цементита. На рис. 3 и 4 видно, что самое значительное количество избыточного цементита видманштеттовой морфологии наблюдается в пределах крупных бывших аустенитных зерен, тогда как в зернах малых размеров может практически не наблюдаться цементитных «игл». Можно предположить, что для получения видманштеттовой морфологии существует некоторая зависимость между размером зерна, определяемым



температурой и временем аустенитизации, и скоростью охлаждения, ответственной за путь диффузионного пробега атома углерода.

Выводы

По результатам проведенного дилатометрического и микроструктурного анализа распада переохлажденного аустенита стали У16-Ш при непрерывном охлаждении от 1150 °С выявлены следующие особенности выделения избыточно-го вторичного цементита.

1. Кривая А→К вогнута в районе скоростей охлаждения около 3 °С в секунду. При больших скоростях охлаждения переохлажденного аустенита происходит выделение избыточного цементита преимущественно в виде видманштеттовых «игл» (пластин), а при меньших скоростях охлаждения – преимущественно в виде сетки по границам бывших аустенитных зерен.

2. С увеличением скорости охлаждения смена морфологии цементита от сетки к «иглам» происходит постепенно, однако полностью избежать образования сетки по границам зерен ускоренным охлаждением невозможно.

3. Морфология избыточного цементита при непрерывном охлаждении заэвтектоидной стали в значительной мере зависит от величины зерна переохлажденного аустенита. Увеличение размеров аустенитного зерна позволяет получать игольчатый цементит при меньших скоростях охлаждения.

Список литературы

1. Плотникова Н.В. Роль морфологии цементита в обеспечении конструктивной прочности углеродистых заэвтектоидных сталей: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2004. – 193 с.
2. Sherby O.D., Wadsworth J. Damascus Steels // Scientific American. – 1985. – Vol. 252 (February). – P. 112–120.
3. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Dauksch W.E. The Key Role of Impurities in Ancient Damascus Steel Blades // JOM. – 1998. – № 50 (9). – P. 58–64.
4. Буров С.В., Худорожкова Ю.В., Плотникова Н.В. Эволюция распределения избыточного цементита в процессе деформирования заэвтектоидных сталей // Состояние, проблемы и перспективы восстановления технологии получения дамасской стали, булата и металлических композитов: сб. докладов и материалов I Междунар. науч.-практ. семинара: «Дамасская сталь. Булат. Металлические композиты. Теория и практика». – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012. – С. 105–109.
5. Рыжков М.А., Попов А.А. Методические вопросы построения термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита в низколегированных сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – № 12. – С. 37–41.
6. Попов А.А., Попова Л.Е. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. – М.: Машгиз, 1961. – 430 с.
7. Kral M.V., Spanos G. Three Dimensional Analysis of Proeutectoid Cementite Precipitates // Acta Metallurgica. – 1999. – № 47 (2). – P. 711–724.

Obrabotka metallov

N 4(61), October–December 2013, Pages 65–70

Peculiarities of austenite transformation under continuous cooling of hypereutectoid steel

¹S.V. Burov, ¹Yu.V. Khudorozhkova, ²M.A. Ryzhkov

¹Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Komsomolskaya st., 34, Ekaterinburg, 620049, Russia

²Ural Federal University, Mira st., 19, Ekaterinburg, 620002, Russia

E-mail: burchitai@mail.ru

Received 1 November 2013

Revised 20 November 2013

Accepted 22 November 2013

Abstract

Morphology of hypereutectoid cementite is essential for mechanical properties of ultra-high carbon steels. The influence of cooling rate of hypereutectoid steel on morphology of -hypereutectoid cementite is studied. Using results of dilatometric experiment the diagram “time – temperature – transformation” (TTT-diagram) was plotted for hypereutectoid ultra-high carbon steel containing 1.56%C. Cooling of samples with rates of 0.1 to 30 °C/s from 1150 °C was carried out in quenching dilatometer Linseis L78 R.I.T.A. The critical points of steel are: $M_s = 138\text{ °C}$; $A_{c1} = 742\text{ °C}$; $A_{cm} = 960\text{ °C}$. Metallographic studies of cooled dilatometric samples showed that an increase in the rate of cooling leads to changes of cementite morphology. Widmanstätten cementite precipitates at cooling rates faster than $1 \div 3\text{ °C/s}$ while net-shape cementite is typical for slow cooling. Accelerated cooling does not completely prevent the formation of cementite network at the grain boundaries. Morphology of hypereutectoid cementite is in dependence on the grain size of austenite. Increasing of the austenite grain size produces needle of widmanstätten cementite at lower cooling rates.

Keywords: hypereutectoid steel, ultrahigh carbon steel, widmanstätten cementite, austenite, cementite network, TTT-diagram.

References

1. Plotnikova N.V. *Rol' morfologii cementita v obespechenii konstruktivnoj prochnosti uglerodistykh zajevektoidnykh stalej*. Diss. kand. tehn. nauk [The role of the morphology of the cementite in providing structural strength carbon hypereutectoid steels. Cand. tech. sci. diss.]. Novosibirsk, 2004. 193 p.
2. Sherby O.D., Wadsworth J. Damascus Steels. Scientific American. 1985, Vol. 252, pp. 112-120.
3. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Dauksch W.E. The Key Role of Impurities in Ancient Damascus Steel Blades. JOM. 1998, № 50 (9), pp. 58-64.
4. Burov S.V., Hudorozhkova Yu.V., Plotnikova N.V. *Jevoljucija raspredelenija izbytochnogo cementita v processe deformirovanija zajevektoidnykh stalej* [The evolution of the distribution of excess cementite in the process of deformation of steel hypereutectoid]. *Sbornik dokladov i materialov I Mezhdunarodnogo nauchno-prakticheskogo seminara: "Damasskaja stal'. Bulat. Metallicheskie kompozity. Teorija i praktika"* [The collection of reports and materials I International scientific-practical seminar “Damascus steel. Bulat. Metal Composites. Theory and Practice”]. Moscow, BMSTU, 2012, pp. 105-109.
5. Ryzhkov M.A., Popov A.A. Metodicheskie voprosy postroenija termokineticheskikh diagramm prevrashhenija pereohlazhdenno austenita v nizkolegirovannykh staljah [Methodological aspects of plotting of thermokinetic diagrams of transformation of supercooled austenite in low-alloy steels]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov - Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 12, pp. 37-41.
6. Popov A.A., Popova L.E. Spravochnik termista. Izotermicheskie i termokineticheskie diagrammy raspada pereohlazhdjonnogo austenite [Heat Treater's Guide. Isothermal and thermokinetic diagrams of decomposition of supercooled austenite]. Moscow, Mashgiz, 1961. 430 p.
7. Kral M.V., Spanos G. Three Dimensional Analysis of Proeutectoid Cementite Precipitates. Acta Metallurgica. 1999, № 47 (2), pp. 711-724.