

**ОСНОВЫ СКОРОСТНОЙ СФЕРОИДИЗАЦИИ ЦЕМЕНТИТА
В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ ХОЛОДНОЙ ВЫСАДКИ**

Ю. П. Гуль*, к. т. н., проф., **М. А. Соболенко**, асп.

**Национальная металлургическая академия Украины*

Постановка задачи. В горячекатаных стальных заготовках, предназначенных для получения изделий методом холодной высадки, карбидная фаза имеет обычно пластинчатую морфологию. Поэтому такие заготовки, как известно, подвергают перед высадкой сфероидизирующему отжигу. Для ускорения процесса сфероидизации Долженковым И.Е. с сотрудниками, а также и другим исследователями были предложены различные схемы предобработок как со специального, так и с прокатного нагрева [1-3]. Указанные предобработки, как правило, основывались на увеличении дисперсности частиц карбидов и дефектности кристаллической решетки матрицы путем снижения температуры распада аустенита в области эвтектоидного (перлитного) превращения. Схема режима сфероидизирующего отжига при этом принципиально не изменялась: нагрев с частичной фазовой перекристаллизацией и осуществление сфероидизации карбидов ниже t_{Ac1} : в процессе изотермической выдержки или в процессе непрерывного медленного охлаждения, или в процессе охлаждения, прерываемого несколькими изотермическими выдержками. Для реализации различных режимов сфероидизирующего отжига до сих пор использовали газовые или электрические печи, т.е. оборудование с так называемым внешним теплоносителем. Электроконтактный или индукционный нагрев, т.е. оборудование с внутренним теплоносителем, по имеющейся информации, использовали в некоторых агрегатах типа поточных линий только для интенсификации нагрева до определенных температур, но температурные режимы, обеспечивающие собственно сфероидизацию, осуществляли в печах [4]. Для низкоуглеродистых сталей до сих пор не была решена проблема ускорения процесса сфероидизации цементита с получением равномерного распределения глобул цементита в ферритной матрице.

Таким образом целью работы является интенсификация сфероидизации цементита в низкоуглеродистых сталях и требует выявления и использование новых направлений интенсификации сфероидизирующего отжига цементита, которые должны быть основаны как на получении нового структурного состояния перед отжигом, так и на разработке новых режимов отжига и использовании нового технологического оборудования.

Теоретическое обоснование направлений интенсификации комплексной сфероидизации цементита. Комплексная интенсификация сфероидизирующего отжига, представленная в данном сообщении, основана на использовании трех взаимосвязанных составляющих интенсификации.

1. Подготовка структурного состояния стальной заготовки перед отжигом, учитывающая особенности сфероидизации цементита в низкоуглеродистых сталях и требования к структуре этих сталей после отжига по распределению глобул цементита в ферритной матрице.

- Использование температурных режимов, обеспечивающих собственно сфероидизацию цементита, которые учитывают особенности изменения значений термодинамического фактора (ТФ) и кинетического фактора (КФ) в процессе развития структурных превращений и, следовательно, процесса сфероидизации.
- Использование нагрева внутренним теплоносителем (электроконтактный или индукционный нагрев) на всех стадиях режима, т.е., что особенно важно, и на стадии собственно сфероидизации с получением известного эффекта Гевелинга для гетерофазных структур [5].

Все три указанных составляющих интенсификации процесса сфероидизирующего отжига вытекают как следствия из кинетического уравнения процесса структурного превращения, в данном случае процесса сфероидизации [6]:

$$V_{СП} = A \cdot K\Phi \cdot T\Phi, \quad (1),$$

где: А – некоторый коэффициент, зависящий в частности, от типа структурного превращения (СП),

$$K\Phi = \nu \cdot \exp \frac{\Delta G_{ак}^D}{RT},$$

где: ν – частота тепловых колебаний,

$\Delta G_{ак}^D$ – энергия активации диффузии компонента, определяющего изменение морфологии данного структурного элемента,

R – газовая постоянная,

T – температура,

$$T\Phi = \left(1 - \exp \frac{\Delta G_{ТДС}}{RT} \right) \cdot grad \Delta G_{ТДС},$$

где: $\Delta G_{ТДС}$ – термодинамическая движущая сила данного СП,

$grad \Delta G_{ТДС}$ – градиент $\Delta G_{ТДС}$ между или в пределах структурного элемента, морфология которого существенно изменяется в процессе СП.

Важно подчеркнуть, что если значение КФ, как известно, является **возрастающей функцией температуры**, то значение ТФ является **убывающей функцией температуры**, а также – **длительности выдержки при данной температуре**.

Исходное значение $\Delta G_{ТДС}$ для процесса сфероидизации определяется по полученному нами уравнению [6], которое без учета возможного процесса коагуляции сфероидизирующихся частиц и различия удельной свободной поверхностной энергии сферических и несферических частиц можно представить как:

$$\Delta G_{ТДС}^{сф} = \bar{r}_0^2 \cdot N_0 \cdot \bar{\gamma}_0 (4\pi - a_\phi^0) \cdot \frac{M}{\rho}, \quad (2)$$

где: \bar{r}_0 – средний приведенный размер частиц в исходном структурном состоянии,

N_0 – количество частиц в единице объема сплава в исходном структурном состоянии,

$\bar{\gamma}_0$ – среднее значение удельной свободной поверхностной энергии частиц в исходном структурном состоянии,

4π – коэффициент формы сферических частиц, т.е. число связывающее поверхность частицы с её радиусом,

a_ϕ^0 – коэффициент формы частиц в исходном структурном состоянии, получаемый из приравнивания объема несферической частицы к объему сферы,

M – масса моля данного сплава,

ρ – плотность данного сплава.

Из уравнений (1) и (2) вытекает первая особенность процесса сфероидизации цементита в низкоуглеродистых сталях по сравнению с высокоуглеродистыми: меньшая при прочих равных условиях скорость процесса сфероидизации из-за уменьшения термодинамического стимула процесса – значения ТФ в уравнении (1). Объемная доля цементита, например, в стали 20 в четыре раза меньше, чем в стали У8, что при одинаковом размере частиц цементита – соответственно снижает площадь межфазной поверхности раздела [$\bar{\gamma}_0^2 \cdot N_0$ в уравнении (2)]. Однако, указанную площадь и в низкоуглеродистой стали можно существенно увеличить при диспергировании частиц цементита, причем рост величины $\bar{\gamma}_0^2 \cdot N_0$ пропорционален степени диспергирования частиц. Поэтому для получения заметной интенсификации процесса сфероидизации в низкоуглеродистых сталях подготовка исходного структурного состояния, должна обеспечиваться распадом переохлажденного аустенита при более низких температурах, чем для высокоуглеродистых сталей, что, как подтвердилось в эксперименте, достигается распадом аустенита в интервале бейнитного превращения.

Следующей особенностью сфероидизирующего отжига низкоуглеродистых сталей, учет которой позволяет увеличивать выход годного при холодной высадке даже изделий повышенной сложности формы, является обеспечение равномерного распределения глобулей цементита в ферритной матрице. В противном случае в условиях высокой скорости нагружения и сложного напряженного состояния различия в скоростях пластической деформации участков неоднородной структуры приводят к локализации деформации и возможности образования вязких трещин. Описанная проблема решается путем использования скоростей охлаждения при предварительной термической обработке, которые исключают образования структурно-свободного феррита, а превращение аустенита в бейнит осуществляется по типу изотермической заковки.

Вторая составляющая комплексной интенсификации процесса сфероидизации цементита, которая учитывает указанные выше особенности изменения значений ТФ с ростом температуры и длительности изотермической выдержки, реализуется при использовании для сфероидизации цементита **неизотермической выдержки с повышением температуры с определенной скоростью нагрева**, что компенсирует уменьшение ТФ увеличением КФ с ростом температуры.

Наконец, третья составляющая интенсификации процесса сфероидизации цементита, основанная на эффекте Гевелинга при нагреве внутренним теплоносителем, реализуется благодаря локальному повышению температуры в микрообластях у межфазной границы феррит/цементит, т.е. исходя из существующих представлений о механизме сфероидизации, именно там, где скорость диффузии компонентов является решающей для рассматриваемого структурного превращения.

Материал и методика экспериментов.

Отработка конкретных температурных режимов комплексной интенсификации сфероидизации цементита проводили на катанке Ø 6,5 мм из сталей 20Г2Р и 30Г1Р (см. табл.1), которые в настоящее время широко используют, например, для получения высокопрочных крепежных изделий холодной высадкой с последующим закалкой и отпуском.

Содержание бора и азота для исследуемых марок стали можно признать оптимальным, т.к. при приведенных значениях в табл. 1, соотношение бора и азота обеспечивает с одной стороны увеличение прокаливаемости изделий из сталей 20Г2Р и 30Г1Р, а с другой стороны, измельчение зерна аустенита при нагреве под закалку.

Таблица 1
Химический состав исследуемых марок сталей 20Г2Р и 30Г1Р

Марка стали	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	Al	Ti	S	P	Cr	Cu	B	N
20Г2Р	0,20	0,26	1,20	0,04	0,040	0,011	0,026	0,20	0,04	0,003	0,0095
30Г1Р	0,30	0,30	1,02	0,02	0,017	0,007	0,024	–	–	0,0007	0,016

Для определения режимов получения различных структурных состояний перед сфероидизирующим отжигом были построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита, одна из которых приведена на рисунке 1. Из полученных диаграмм, в частности, следует, что практически полное подавление образования структурно-свободного феррита с получением преимущественно бейнитной структуры возможно только по схеме изотермической закалки.

Режимы сфероидизирующего отжига обрабатывали на лабораторной установке электроконтактного нагрева, оборудованной устройствами воздушно-воздушного охлаждения и системой контроля, регулирования и регистрации процессов нагрева и охлаждения. Исследования микроструктуры проводили с помощью микроскопа «Neophot-21», а механические свойства при одноосном растяжении определяли по стандартной методике на машине FU-10000ez и твердость по Бринеллю на приборе ТШ-2М.

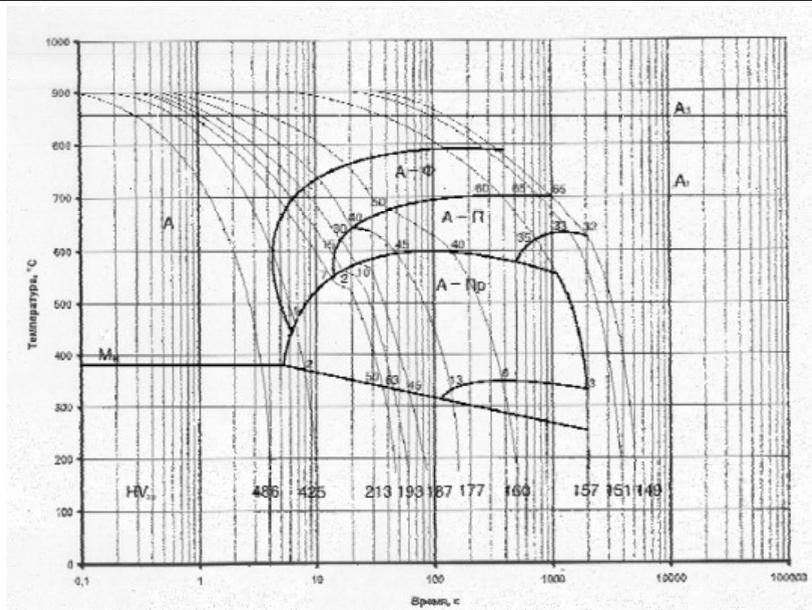


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита борсодержащей стали марки 20Г2Р (С – 0,20%; Мn – 1,20%; Si – 0,26%; В – 0,003%; N – 0,010%)

Теоретический анализ направлений и интенсификации процесса сфероидизации цементита в низкоуглеродистых сталях

Оптимальные режимы сфероидизирующего отжига при различных исходных структурных состояниях приведены на рисунке 2. Критериями оптимизации было получение минимальной общей продолжительности отжига при обеспечении необходимых требований стандарта к свойствам и структуре.

Из данных рис.2 следует, что:

- общая длительность сфероидизирующего отжига существенно зависит от исходного структурного состояния и сокращается почти на порядок с переходом от исходной феррито-перлитной структуры к бейнитной;
- минимальная продолжительность отжига для исходной бейнитной структуры обусловлена дополнительно использованием, для собственно сфероидизации, неизотермической выдержки с повышением температуры;
- заметное сокращение длительности отжига при использовании нагрева внутренним теплоносителем наблюдается даже для исходных феррито-перлитных и феррито-перрито-бейнитных структур по сравнению с отжигом в печах с внешним теплоносителем (сравнение с данными работы [1]), что свидетельствует о наличии интенсифицирующего влияния эф-

факта Гевелинга на процесс сфероидизации цементита для всех исходных структурных состояний.

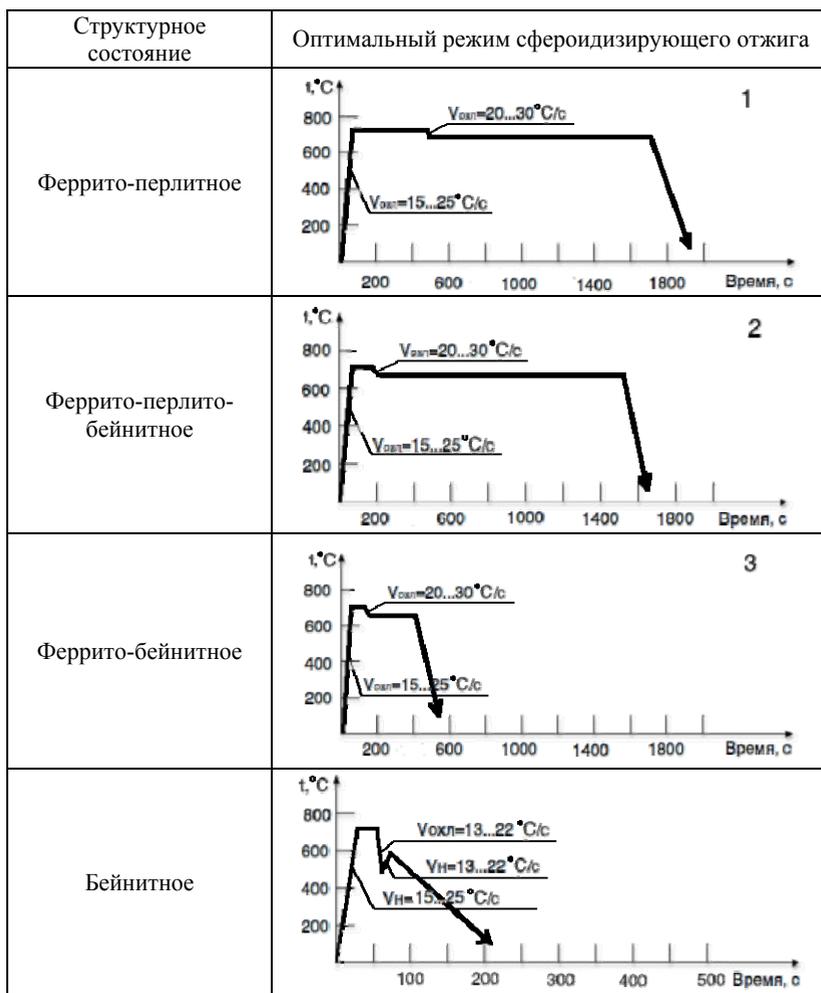


Рис. 2. Оптимальные режимы сфероидизирующего отжига стали 20Г2Р при различных исходных структурах

Механические свойства отожженных по оптимальным режимам заготовок исследуемых сталей практически не зависят от исходного структурного состояния и типа режима отжига и соответствуют требованиям стандарта, но степень равномерности распределения глобул цементита в ферритной мат-

рице зависит весьма заметно и максимальна для отжига в исходном бейнитном состоянии по режиму 4 (табл.2 и рис.3).

Таблица 2.

Механические свойства и показатель равномерности распределения глобул цементита в ферритной матрице в зависимости от исходной структуры стали 20Г2Р перед отжигом и режима сфероидизирующего отжига

Исходная структура перед отжигом	Общая длительность отжига по режимам, с	Механические свойства				Балл микро-структуры по ГОСТ 8233-56
		σ_b , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	Твердость НВ	
Феррито-перлитная	Режим 1 1700	455-545	21-24	53-63	152-169	5
Феррито-перлито-бейнитная	Режим 2 1500	445-485	24-28	58-66	146-156	4
Феррито-бейнитная	Режим 3 400	450-535	25-27	60-64	148-169	2
Бейнитная	Режим 4 220	460-480	25-27	62-64	148-152	1
Требования по ДСТУ 3684-98	—	Не более 550	—	Не менее 60	Не более 187	1-5

По совокупности преимуществ с обеспечением получения структуры сфероидизированного цементита с равномерным распределением его в ферритной матрице и максимальной производительности отжига режим 4 следует признать наилучшим. На этот способ сфероидизации цементита в низкоуглеродистой стали получен патент на полезную модель [7]. Таким образом, комплексная интенсификация сфероидизирующего отжига низкоуглеродистых сталей, базирующаяся на трех, рассмотренных выше составляющих, подтверждена экспериментально.

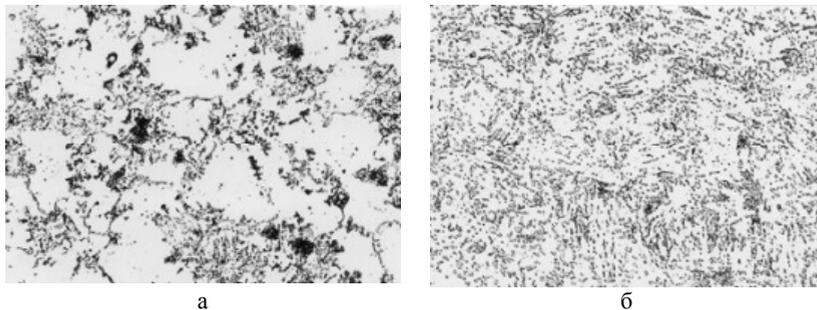


Рис. 3. Микроструктура стали 20Г2Р: а) глобулы цементита в ферритной матрице (балл 5) – режим 1; б) глобулы цементита в ферритной матрице (балл 1) – режим 4, х500

Разработанные режимы сфероидизирующего отжига целесообразно осу-

ществлять в соответствующих поточных линиях, оборудованных устройствами нагрева внутренним теплоносителем и устройствами охлаждения стационарным охладителем [8]. Оперативный контроль и регулирование параметров режима необходимо осуществлять путем программного управления процессом. На основе решения задачи математического моделирования параметров скоростной сфероидизации была предложена соответствующая установка для термической обработки длинномерного стального изделия, отличающаяся принципами контроля и регулирования параметров обработки как базы соответствующего программного обеспечения процесса [9, 10].

С целью уменьшения энерго- и других затрат на предварительную термическую обработку со специального нагрева горячекатаных заготовок предлагается получать заготовки с бейнитной структурой непосредственно в потоке сортового стана, оборудованного необходимыми охлаждающими устройствами и активными термостатами для выдержки бунтов после смотки при температурах в интервале 480...520 °С.

Выводы

1. Предложен и обоснован способ комплексной интенсификации сфероидизации цементита в низкоуглеродистых сталях для холодной высадки, который базируется на комбинации предобработки на бейнитную структуру с использованием для процесса сфероидизации неизотермической выдержки с повышением температуры и нагрева внутренним теплоносителем.
2. Экспериментально подтверждена возможность сокращения общей длительности отжига до 3-4 минут с получением равномерного распределения глобул цементита в ферритной матрице.
3. Рекомендуются практическая реализация разработанного режима сфероидизирующего отжига в поточных линиях с нагревом внутренним теплоносителем, оборудованных устройствами охлаждения и системой оперативного контроля и регулирования параметров режима с соответствующим программным обеспечением.
4. Рассмотрена возможность осуществления предобработки катанки на бейнитную структуру непосредственно в потоке сортового стана.

Использованная литература

1. Долженков И.Е., Долженков И.И. Сфероидизация карбидов в стали.-М.: Металлургия, 1984.- 143 с.

2. Долженков И.Е. О морфологии карбидной фазы в сталях для производства метизов и другой металлопродукции холодной деформацией. // Сталь. Москва, 2011. №11. - С.106.
3. Долженков И.Е., Верболоз В.Д., Бойко О.В. Исследование влияния предварительной прерывистой закалки на процесс сфероидизации карбидов в дозвлектоидной стали// Министерство ЧМ СССР. Термическая обработка металлов. – 1980. - № 9. – С. 40-42.
4. Тюрин А.В., Дианов А.И. Применение скоростного электроконтактного нагрева сортового проката // Сталь.- 1979.- № 4.- С. 298-302.
5. Н.В. Гевелинг, Поверхностная элетротермообработка, ОНТИ НКТП, 1936.
6. Гуль Ю.П., Цуран В.Н. Влияние коэффициента формы частиц избыточной фазы в гетерофазных сплавах на термодинамический стимул процесса сфероидизации частиц// Стародубовские чтения. Сб. науч. трудов. Дн-вск, ПГАСА, 2006.- с.78-83.
7. Пат. на корисну модель № 36892 України. Спосіб термічної обробки прокату з низько- і середньовуглецевих сталей для холодного висадження. Колпак В.П., Лещенко А.М., Івченко О.В., Соболенко М.О., Кокашинська Г.В.; Заявл. 23.05.2008; Опубл.10.11 2008.- 3 с.
8. Гуль Ю.П. Интенсификация процесса сфероидизирующего отжига стали в поточных линиях / Ю.П. Гуль, М.А. Соболенко // Строительство. Материаловедение. Машиностроение. – 2011. – Вып. 58. – С.197-202.
9. Швачич Г.Г. Математическое моделирование скоростных режимов термической обработки длинномерных изделий/ Г.Г. Швачич, В.П. Колпак, М.А. Соболенко // Теория и практика металлургии. – 2007. – № 4-5 (59-60). – С.61-67.
10. Патент: Пат. на корисну модель № 61944 України. Установка для термічної обробки довгомірного сталевого виробу. Іващенко В.П., Башков Є.О., Швачич Г.Г., Ткач М.О., Соболенко М.О.; Заявл. 29.11.2010; Опубл.10.08.2011.- 18 с.