

## ЛИТЕРАТУРА

1. Вегман Е. Ф. Теория и технология агломерации. – М.: Metallurgizdat, 1974. – 286 с.
2. Коротич В. И. Основы теории и технологии подготовки сырья к доменной плавке. – М.: Metallurgia, 1978. – 208 с.

### Summary

V. Kozachishen, G. Popov

#### Cone pelletizers sinter charge

Pelletizing is one of basic operations of preparation of charge to caking, which determines the technical and economic assessment parameters of process largely. A pelletizer with a cone drum, having more wide possibilities on a quality of pelletizing manipulation, is offered.

### Анотація

В. А. Козачишен, Г. Н. Попов

#### Конусний огрудкувач агломераційної шихти

Огрудкування є однією з основних операцій підготовки шихти до спікання, яка значною мірою визначає техніко-економічні параметри процесу. Запропоновано огрудкувач з конусним барабаном, що має широкі можливості управління якістю огрудкування.

### Ключевые слова

Окомкователь, агломерационная шихта, железорудный концентрат, конусный барабан, гранула, наклон оси

УДК669.15'.74.194-15.669.17

Л. С. Малинов (ПГТУ)

## Получение метастабильного аустенита и оптимизация его количества и стабильности в сталях и чугунах

Одним из важнейших направлений современного материаловедения является создание материалов с метастабильными структурами, являющимися синергетическими системами [1]. Под влиянием внешних нагрузок в них протекают структурные и фазовые превращения, благодаря которым они переходят в новое, более равновесное состояние. Выполняется принцип Ле-Шаталье, согласно которому система на внешнее воздействие реагирует так, что его ослабляет. Относительный уровень этого воздействия снижается, и система, как бы, адаптируется к нему. Эта трансформация происходит эволюционным пу-

Обобщены результаты исследований автора с сотрудниками по созданию в сталях и чугунах, наряду с другими структурами, метастабильного аустенита, превращающегося при нагружении в мартенсит, а также способы управления его количеством, степенью стабильности и характером распределения. Это позволяет существенно повысить механические свойства и износостойкость сплавов различных структурных классов и назначения, используя их внутренний ресурс

тем постепенного перехода от старого структурного состояния к новому и позволяет получить в материалах свойства существенно более высокие, чем обычно достигаемые в настоящее время. К синергетическим системам с полным основанием можно отнести стали и чугуны с метастабильным аустенитом. Наиболее важную роль в адаптации и

формировании их свойств играют динамические мартенситные превращения и (или) двойникование, протекающие при нагружении. Свой вклад также вносят структурные изменения: образование дефектов упаковки, увеличение плотности дислокаций, измельчение зерна, формирование субструктуры, динамическое старение [2].

В середине 50-х годов прошлого столетия И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем высказана и реализована чрезвычайно плодотворная идея, суть которой заключалась в использовании мартенситных превращений не при упрочняющей обработке сталей с метастабильным аустенитом, как это было обычно принято, а при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации. На этой основе разработаны кавитационноустойчивые стали марок 30X10Г10 [3] и 10X14АГ12(М) [4], во много раз превосходившие применявшиеся материалы. Важными явились положения, высказанные автором, согласно которым в процессе мартенситных превращений, протекающих при нагружении, происходит не только упрочнение, что было общеизвестно, но и релаксация напряжений, обеспечивающая повышенную работоспособность микрообъемов металла. Кроме того, на развитие деформационных превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия, и, соответственно, меньшая ее доля идет на разрушение [5, 6]. Большинство исследований по данному вопросу посвящены созданию и изучению высоколегированных метастабильных аустенитных сталей. Автором предложено и развивается перспективное научное направление, согласно которому для повышения механических и служебных свойств сплавов различных классов и назначения в них необходимо создавать многофазную структуру, в которой наряду с такими составляющими как мартенсит, бейнит, феррит, карбиды, карбонитриды, интерметаллиды и другие должен быть получен метастабильный аустенит, претерпевающий мартенситные превращения при нагружении в процессе испытаний свойств или эксплуатации. Важно управлять его количеством и стабильностью. Одновременно с этим целесообразно использовать известные механизмы упрочнения и сопротивления хрупкому разрушению [7]. В настоящее время в литературе нет однозначного мнения относительно влияния остаточного аустенита на механические свойства и износостойкость сталей и чугунов. Известно немало работ, отмечающих его отрицательную роль и предлагающих разлагать остаточный аустенит. В данной работе на большом количестве примеров показана возможность повышения свойств сталей и чугунов (это важно для ресурсосбережения) путем получения в них многофазных структур с

метастабильным аустенитом за счет применения различных способов обработки, чему в настоящее время не уделяется должного внимания. Рассмотрим это на примере закалки. Традиционно температура нагрева под закалку для углеродистых и низколегированных доэвтектоидных сталей выбирается со сравнительно небольшим превышением относительно  $A_{c3}$ , а заэвтектоидных сталей – выше  $A_{c1}$ . Это объясняется необходимостью сохранения мелкозернистости и исключения образования повышенного количества остаточного аустенита в заэвтектоидных сталях. Исследования по влиянию температуры нагрева под закалку на износостойкость доэвтектоидных сталей марок 45 и 40ХН2МА показали, что в первой закалке от 1050 °С (отпуск при 200 °С) снижает абразивную износостойкость по сравнению с ее уровнем после обычно применяемой закалки от 860 °С. Напротив, во второй – после закалки от повышенной температуры (1050 °С) обнаруживается увеличение абразивной износостойкости на 15-20 %. Такое различие объясняется тем, что в стали марки 45 повышение температуры аустенитизации до 1050 °С приводит лишь к сильному росту зерна, а в стали марки 40ХН2МА это проявляется в меньшей степени, но в то же время в структуре, наряду с мартенситом отпуска, присутствует остаточный аустенит, количество которого составляет ~ 20 %. При этом в процессе абразивного изнашивания он частично превращается в мартенсит деформации, количество которого составляет 15 %, что и обеспечивает увеличение абразивной износостойкости [8]. Еще больший эффект наблюдается в заэвтектоидных сталях марок У10, 9ХС, 9ХФ и др. Повышение температуры нагрева под закалку по сравнению с традиционно применяемыми (780-800 °С) до 950 °С позволило повысить абразивную износостойкость на 50-60 % за счет получения в структуре 27-32 % метастабильного аустенита, претерпевающего динамическое мартенситное превращение при абразивном воздействии. В последние годы в промышленности для упрочнения поверхности широко применяется закалка с использованием источников концентрированной энергии, которые обеспечивают более высокую температуру нагрева, чем при объемной закалке. Полученные нами данные показывают, что в том случае, когда после лазерной и электронно-лучевой обработок в структуре наряду с мартенситом (в ряде случаев карбидами и карбонитридами) присутствует остаточный метастабильный аустенит в количестве 40-50 %, обладающий малой стабильностью, удастся существенно повысить абразивную износостойкость (в 1,5 раза) [9]. Это согласуется с данными работы [10].

Наряду с мартенситом отпуска и карбидами

разрабатываются способы термообработки, включающие предварительный нагрев и выдержку в межкритическом или подкритическом интервалах (МКИ, ПКИ) температур, последующую кратковременную аустенитизацию, закалку и низкий отпуск. В работе [11] приведены данные по применению предложенного автором одного из вариантов такой термообработки с предварительным нагревом в МКИ ( $\alpha + \gamma + \kappa$ ) для сталей марок 10X14Г2 мартенситного и 10X14Г6Д2М мартенситно-аустенитного классов. Образцы исследованных сталей нагревали в МКИ (640-720 °С), выдерживали в нем в течение 30-120 мин, после чего переносили в печь, нагретую до 1100 °С, выдерживали в течение 3-5 мин и охлаждали в масле. После закалки проводили отпуск при 200 °С, 1 ч. По сравнению с обычной закалкой от 1100 °С термическая обработка по предложенному режиму вызывает стабилизацию аустенита и уменьшает количество образующегося при закалке мартенсита. Это обусловлено обогащением аустенита марганцем, углеродом, азотом и медью в результате их перераспределения между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами в процессе выдержки в МКИ. В условиях последующего кратковременного нагрева до 1100 °С, обеспечивающего завершение  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения, но исключая гомогенизацию аустенита, в нем сохраняются участки, обогащенные аустенитообразующими элементами. Из феррита одновременно образуется аустенит с пониженным содержанием этих элементов. При закалке обедненные участки аустенита претерпевают превращение в мартенсит того же состава, а обогащенные – в мартенсит с повышенным содержанием углерода и остаточный аустенит. После термообработки с предварительным нагревом в МКИ при повышении температуры с 640 °С до 720 (выдержка 1 ч) в стали марки 10X14Г6Д2М количество остаточного аустенита возрастает от 30 до 45 % и увеличивается его стабильность по отношению к деформационному мартенситному превращению. В результате снижаются прочностные свойства по сравнению с уровнем, достигнутым после предварительного нагрева на 640 °С (выдержка 1 ч) [11]. Повысить прочностные свойства при сохранении достаточной пластичности в случае повышенного количества остаточного аустенита позволяет холодная пластическая деформация со степенями 10-15 %, проводимая перед низким отпуском. В стали марки 10X14Г2, значительно менее легированной марганцем, термообработка, включающая предварительный нагрев и выдержку в МКИ (640-720 °С), приводит к образованию 9 % аустенита (его количество не изменяется), который при испытании механических свойств также превращается в мартенсит деформации.

Термообработка рассматриваемой стали с предварительным нагревом в МКИ приводит к одновременному повышению прочностных и пластических свойств. Это можно объяснить измельчением зерна в результате перекристаллизации, увеличением дисперсности мартенсита, а также образованием аустенита и протеканием динамического мартенситного превращения. Закалка исследованных сталей переходного и мартенситного классов непосредственно из МКИ (без последующей кратковременной аустенитизации) приводит к получению сравнительно невысоких прочностных свойств и повышенной пластичности, что обусловлено уменьшением количества мартенсита и образованием вторичного аустенита.

Изучено влияние термообработки с предварительным нагревом в МКИ или ПКИ на механические свойства стали марки 30ХМА [12]. Предварительный нагрев в МКИ проводили при 770 °С, а в ПКИ – при 650 в течение 2-х ч и переносили образцы в печь с температурой 850 °С. После кратковременной выдержки 1 и 5 мин их охлаждали в масле и отпускали при 200 °С (2 ч). Наиболее высокий уровень прочностных, пластических свойств и ударной вязкости получен после режимов термообработки, включающих предварительный нагрев и выдержку в МКИ или ПКИ. В качестве одной из причин повышения комплекса свойств может быть, как уже отмечалось ранее, образование тонких прослоек аустенита по границам мартенситных реек. Получение хорошего комплекса механических свойств в стали марки 20X13 ( $\sigma_B = 1640$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1420$  МПа,  $\delta = 14$  %,  $\psi = 47$  %, КСУ = 1,6 МДж/м<sup>2</sup>) за счет термообработки, включающей предварительный нагрев в ПКИ (650 °С, 1 ч), закалку ТВЧ и низкий отпуск, показано в работе [13]. В результате нагрева ТВЧ после выдержки в ПКИ происходит лишь частичное растворение карбидов в аустените. В участках, обогащенных углеродом и легирующими элементами, после закалки сохраняется мелкозернистая структура, формируется гетерогенная смесь мартенсита неоднородного по химическому составу, не растворившихся карбидов и остаточного аустенита (18-20 %), равномерно распределенного в структуре. Он метастабилен и при нагружении превращается в мартенсит. При оптимальном режиме термообработки имеет место наиболее благоприятное развитие деформационного мартенситного превращения. Оно сопровождается дополнительным упрочнением и одновременно релаксацией микронапряжений. Полученные после рассматриваемой термообработки комплекс механических свойств и износостойкость выше уровня, достигаемого после обычной закалки.

Полученные данные позволяют заключить, что в ряде случаев целесообразно специально создавать

микронеоднородность в распределении углерода и легирующих элементов при аустенитизации, а не выравнивать состав, как рекомендуется в настоящее время.

В практике термической обработки широко используется изотермическая закалка. В большинстве опубликованных работ, посвященных влиянию этой обработки на структуру и свойства сплавов, основное внимание уделяется бейниту, а роль метастабильного остаточного аустенита и его деформационное превращение не учитываются. Исследовали влияние режимов изотермической закалки на количество, степень стабильности остаточного аустенита и механические свойства при кручении стали марок 6ХС, 60С2, 45ХН2МФА [14]. Закалка проводилась с нагревом на 870 °С и последующим охлаждением в селитровой ванне до 250, 300 и 350 °С с варьированием изотермических выдержек от 5 мин до 3 ч. Наибольшее количество остаточного аустенита в этих сталях сохраняется после непродолжительного пребывания (5-15 мин) образцов в соляной ванне при температурах 250-300 °С. Для некоторых сталей оно достигает ~ 25 %. При этом стабильность остаточного аустенита по отношению к мартенситному превращению значительно меньше таковой после других режимов изотермической обработки, что обуславливает максимальный прирост мартенсита деформации при нагружении. Этому соответствуют повышенный уровень прочности ( $\tau_{пч}$ ) и невысокая пластичность ( $g$ ), хотя количество остаточного аустенита наибольшее. С увеличением времени выдержки при 250-300 °С его доля в структуре уменьшается и повышается степень стабильности. В результате мартенситное превращение при испытании механических свойств протекает при более значительных степенях деформации. Наиболее высокий уровень пластичности и ударной вязкости достигается при определенном количестве (8-15 %) остаточного аустенита и постепенном его превращении в мартенсит деформации при испытаниях свойств. Для каждой стали необходимо подбирать рациональный режим изотермической закалки. Так, для стали марок 6ХС и 45ХН2МФА он соответствует закалке при 250 °С в течение 2-х ч. Для первой стали получены следующие механические свойства:  $\tau_{0,2} = 1130$  МПа,  $\tau_{пч} = 1710$  МПа,  $g = 35$  %, для второй –  $\tau_{0,2} = 870$  МПа,  $\tau_{пч} = 1380$  МПа,  $g = 44$  % [14]. Изучались также механические свойства стали марки 60С2 на растяжение после изотермической закалки, проведенной по следующему режиму: аустенитизация при 870 °С, охлаждение в соляной ванне при 350 °С, выдержка в течение 10, 30 и 60 мин. Из полученных данных следует, что наиболее высокая пластичность и повышенные прочностные

свойства достигаются после изотермической выдержки при 350 °С до 30 мин, когда количество остаточного аустенита в структуре составляет 17-20 % ( $\sigma_{0,2} = 729-772$  МПа,  $\sigma_B = 1070-1094$  МПа,  $\delta = 10-28$  %,  $\psi = 40-49$  %). После испытания механических свойств на разрывных образцах в зоне равномерного удлинения доля его уменьшилась до ~ 10-12 %. Это свидетельствует о развитии динамического мартенситного превращения, обеспечивающего повышенную пластичность. Выдержка 60 мин приводит к увеличению количества бейнита и уменьшению остаточного аустенита в структуре до 7-10 %. В результате временное сопротивление и пластичность снижаются по сравнению с уровнем, полученным после выдержки 30 мин. Последнее обусловлено повышением стабильности аустенита и снижением прироста мартенсита в процессе испытаний на растяжение. Соответственно, уменьшена возможность релаксации напряжений. Обращает на себя внимание то обстоятельство, что количество и стабильность аустенита, обеспечивающие наибольшую пластичность при испытаниях на растяжение и кручение, различны. Это можно объяснить неодинаковым уровнем напряжений при этих схемах нагружения.

После изотермической закалки по оптимальному режиму в стали марки 60С2 может быть получен уровень прочностных свойств, который соответствует достигаемому в улучшаемых, при значительно более высокой чем у них пластичности [15]. Автором предложен способ изотермической закалки, включающий нагрев и выдержку в МКИ, который отличается тем, что перед охлаждением стали в бейнитный интервал проводят кратковременную аустенитизацию с нагревом выше  $A_{c3}$  [16]. Это делается для того, чтобы осуществить  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение, сохранить в аустените концентрацию легирующих элементов, созданную при нагреве в МКИ, и исключить в структуре после термообработки феррит, снижающий прочностные свойства. При изотермической закалке высокопрочного чугуна, как и в случае сталей, в подавляющем большинстве работ не учитывается его влияние на свойства количества и степени стабильности аустенита. В работе [17] этот вопрос изучался применительно к чугуну марки ВЧ-50. Наиболее благоприятный уровень свойств был получен после термообработки, включающей аустенитизацию при 900 °С и выдержку в селитровой ванне при 290 °С 60 мин ( $\tau_{0,3} = 670$  МПа,  $\tau_{пч} = 940$  МПа,  $g = 30$  %), когда в структуре, наряду с нижним бейнитом, количество остаточного аустенита составляло 35 %, а прирост мартенсита при деформации кручением ~ 7 %. Получать бейнитно-аустенитную структуру целесообразно не только для повышения механических

свойств, но также абразивной и ударно-абразивной износостойкости [8, 18]. Объектом исследования являлась сталь марок 55С2, 6ХС и высокопрочный чугун марки ВЧ-50. Самый высокий уровень абразивной износостойкости достигается при получении в структуре наибольшего количества остаточного аустенита и наименьшей твердости. У стали марки 55С2 это обеспечивается изотермической закалкой от 870 °С с выдержкой в селитровой ванне при 350 °С, а у стали марки 6ХС – при 400 °С (выдержка в обоих случаях 10 мин). Полученный в структуре остаточный аустенит метастабилен и почти полностью превращается в мартенсит деформации при абразивном воздействии, что подтверждают данные рентгеновского анализа.

Режимы изотермической закалки, приводящие к уменьшению доли остаточного аустенита в структуре, вызывают снижение абразивной износостойкости, несмотря на возрастание твердости. Это обусловлено уменьшением прироста мартенсита деформации или его отсутствием. Определение ударно-абразивной износостойкости после различных режимов изотермической закалки показывает, что она, в отличие от абразивной, имеет наиболее низкий уровень после кратковременных выдержек при всех температурах изотермы и возрастает по мере увеличения продолжительности пребывания образцов в соляной ванне. При этом существенно уменьшается количество остаточного аустенита. Между тем, даже в малых количествах его следует иметь в структуре.

В высокопрочном чугуне марки ВЧ-50 получены те же закономерности влияния режимов изотермической закалки на количество аустенита, его стабильность и износостойкость, что и у рассмотренных сталей, но последняя значительно выше. Приведенные данные показывают, что получение структуры, основными составляющими которой являются нижний бейнит, метастабильный остаточный аустенит (в ряде случаев наряду с ними – мартенсит и феррит), позволяет получить в сталях и чугуне высокий уровень механических свойств и износостойкости.

Получить остаточный аустенит в структуре позволяет также ступенчатая закалка. Обычно она применяется для уменьшения уровня внутренних напряжений и, соответственно, снижения возможности коробления и трещинообразования. В работе [19] предложено использовать ступенчатую закалку ряда хромомарганцевых сталей марок 10Х14 и 10Х14Г6 с целью получения в их структуре наряду с мартенситом остаточного метастабильного аустенита. В стали мартенситного класса марки 10Х14 повышенный уровень механических свойств ( $\sigma_{0,2} = 1240$  МПа,  $\sigma_B = 1430$  МПа,  $\delta = 11$  %,  $\psi = 36$  %,  $KCU = 1,0$  МДж/м<sup>2</sup>) достигается в резуль-

тате ступенчатой закалки с 1000 °С и последующей выдержки при 400 °С 1 ч, когда количество остаточного метастабильного аустенита в структуре составляло 27 %. В мартенситно-аустенитной стали марки 10Х14Г6 наибольшие значения механических свойств ( $\sigma_{0,2} = 1280-1360$  МПа,  $\sigma_B = 1630-1660$  МПа,  $\delta = 6-11$  %,  $\psi = 4-19$  %,  $KCU = 0,95-1,05$  МДж/м<sup>2</sup>) получены после ступенчатой закалки при 100 и 400 °С, когда количество остаточного аустенита составляло ~ 30 %. Положительный эффект ступенчатой закалки обусловлен более высоким упрочнением аустенита вследствие блокировки дислокаций примесными атомами, диспергированием по этой же причине мартенсита охлаждения и оптимальным развитием деформационного мартенситного превращения при испытании свойств.

Отпуск (старение) является важным средством регулирования количества и стабильности. После низкого отпуска, в основном, проявляется стабилизация аустенита (продолжительные выдержки могут привести к противоположному эффекту), а после высокого – дестабилизация (кратковременные выдержки могут в ряде случаев стабилизировать аустенит) [20]. Аустенитная метастабильная сталь марки 120Г8Л после закалки от 1050 °С имеет абразивную износостойкость  $\epsilon = 1,3$  (за эталон принята сталь марки 110Г13Л). Отпуск при 650 °С 1 ч, дестабилизирующий аустенит за счет выделения карбидов, и, соответственно, активизирующий мартенситное превращение при абразивном воздействии, увеличивает абразивную износостойкость до  $\epsilon = 1,5$ . При интенсивном ударно-абразивном воздействии износостойкость, составляющая  $\epsilon = 0,9$  после закалки, возрастает до  $\epsilon = 1,1$  после отпуска при 300 °С 1 ч, вызывающего стабилизацию аустенита [21].

Для повышения износостойкости сталей широко применяется цементация. Общеизвестным является представление о том, что в поверхностном слое после ее проведения и последующей термообработки необходимо обеспечить высокую твердость, которой соответствует структура отпущенного высокоуглеродистого мартенсита и карбидов. В настоящее время преобладает точка зрения об отрицательной роли остаточного аустенита. Это является следствием недостаточной изученности условий, при которых остаточный аустенит полезен. Показано, что наибольшая износостойкость стали марок 18ХГТ и 12ХН3А достигается в случае, когда в структуре поверхностного слоя обеспечивается преимущественно аустенитная структура ( $\geq 50$  %) [22]. Это достигается закалкой с цементационного нагрева без подстуживания, а также с повторного нагрева от 1000 °С (отпуск 180 °С, 1 ч). В этом случае прирост мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности являет-

ся наибольшим ( $\geq 40$  %). Для повышения сопротивления абразивному изнашиванию цементованных сталей термообработка должна быть направлена не на достижение высокой твердости, которая обеспечивается мартенситно-карбидной структурой, а на получение в поверхностном слое, наряду с мартенситом отпуска и карбидами, метастабильного аустенита, интенсивно превращающегося в мартенсит под воздействием абразивных частиц. В зависимости от условий нагружения необходимо регулировать количество аустенита в структуре и степень его стабильности.

С целью повышения абразивной износостойкости за счет получения в структуре метастабильного аустенита, целесообразно подвергать цементации не только низкоуглеродистые стали, как это принято в настоящее время, но и среднеуглеродистые (марок 45, 40X, 40XН2МА, 65Г, 60С2), а также высокоуглеродистые (марок У8, 9ХС). Учитывая важную роль метастабильного аустенита в повышении абразивной износостойкости, разработан новый класс цементируемых низкоуглеродистых марганцевых ( $\geq 4$  % Mn) сталей (ЦНИМС), в поверхностном слое которых после цементации и термообработки обеспечивается получение метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами [23]. Примером таких марок стали являются: 08Г4АТФ, 08Г7АФ, 08Г10Х2АФ, 08Г(4-16)ТЮ, которые обладают хорошим сочетанием прочностных свойств, пластичности и ударной вязкости, имеют повышенную прокаливаемость и могут применяться не только после низкого, но и высокого отпуска.

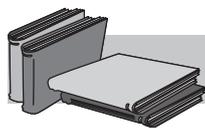
Существенное влияние на упрочнение аустенита, его стабильность по отношению к деформационным мартенситным превращениям и, соответственно, свойства оказывают предварительная холодная и теплая пластические деформации (ХПД и ТПД) [24]. В зависимости от режима их проведения они могут стабилизировать или дестабилизировать аустенит и неоднозначно влиять на свойства сталей. Если в сталях развитие динамических мартенситных превращений не является оптимальным, то необходимо проводить предварительную деформацию, корректирующую их в нужном направлении для существенного повышения свойств. Так, в аустенитной метастабильной стали марки 04Х13АГ8 с чрезмерно интенсивным мартенситным превращением при нагружении деформация при 150 °С на 47 %, повышающая до определенного уровня стабильность аустенита, позволяет получить хорошее сочетание механических свойств:  $\sigma_{0,2} = 1500$  МПа,  $\sigma_B = 1550$  МПа,  $\delta = 17$  %. Напротив, в стали марки 10Х17АГ10 с повышенной стабильностью аустенита ХПД со степенью 35 %, приводящая к образованию 10 %  $\alpha$ -мартенсита,

и, соответственно, активизирующая образование мартенсита деформации при испытаниях механических свойств, обеспечивает получение тех же прочностных свойств, что и в стали марки 04Х13АГ8, но при более высокой пластичности ( $\delta = 27$  %). Для оптимизации динамических мартенситных превращений необходимо предварительной деформацией создать благоприятную дислокационную структуру аустенита и обеспечить его упрочнение, а также дисперсность и равномерность распределения образующихся фаз (мартенсита и карбидов). После ТПД аустенитной стали марки 20Х13Г12 с обжатием 60 % при температурах 350 °С, обеспечивающей упрочнение аустенита и оптимизацию динамического мартенситообразования, получены следующие механические свойства:  $\sigma_{0,2} = 1400$  МПа;  $\sigma_B = 1600$  МПа;  $\delta = 25$  %;  $\psi = 40$  %; КСУ = 1,5 МДж/м<sup>2</sup>. Поскольку ТПД не всегда можно осуществить, предложили способ упрочнения аустенитных метастабильных сталей, включающий после закалки двукратную ХПД с промежуточным кратковременным безрекристаллизационным нагревом. Первая ХПД проводится с обжатием 30-50 %, в результате которой образуются  $\alpha'$ - и  $\epsilon$ -фазы. Степень деформации ограничивается условием предупреждения трещин. Так, в метастабильной аустенитной стали марки 10Х16Г12 после ХПД с обжатием 40 % получены следующие механические свойства:  $\sigma_{0,2} = 1490$  МПа,  $\sigma_B = 1510$  МПа,  $\delta = 5,5$  %. Последующий кратковременный нагрев до температур 650-750 °С обеспечивает завершение перехода мартенситных фаз в аустенит. При этом исключается протекание рекристаллизации. После охлаждения образуется аустенитная структура с повышенной плотностью дислокаций и следующими свойствами:  $\sigma_{0,2} = 988$  МПа,  $\sigma_B = 1430$  МПа,  $\delta = 31$  % (в то время как после обычной закалки от 1100 °С –  $\sigma_{0,2} = 450$  МПа,  $\sigma_B = 1100$  МПа,  $\delta = 48$  %). Окончательная деформация проводится с обжатием  $\leq 20$ -25 % для оптимизации развития деформационных мартенситных превращений. Такая механико-термомеханическая обработка (МТМО) позволяет получить при той же прочности, что и после однократной ХПД ( $\sigma_{0,2} = 1470$  МПа,  $\sigma_B = 1600$  МПа), повышенную пластичность ( $\delta = 22$  %). Положительный эффект МТМО обусловлен формированием в аустените благоприятной дислокационной структуры, ее наследованием мартенситными фазами, образующимися при заключительной деформации, их большой дисперсностью и равномерностью распределения в структуре. Рассмотренные выше способы упрочнения применимы к сталям аустенитного класса.

Для повышения свойств углеродистых, низко- и среднелегированных сталей перлитного, бейнит-

ного и мартенситного классов перспективной является реализация предложенного автором принципа, согласно которому необходимо получить в сталях многофазную структуру, одной из составляющих которой является метастабильный аустенит, упрочнять его, частично превращая в мартенсит с таким расчетом, чтобы оставшееся количество аустенита могло претерпевать динамическое мартенситное превращение при нагружении. Разработанные комбинированные способы упрочнения, сочетающие термообработку и деформацию, проводимые по различным режимам и в разнообразных сочетаниях, позволяют получить высокий уровень прочностных свойств при достаточной пластичности и износостойкости [25]. Об эффективности повышения свойств стали и чугуна за счет получения в их структуре метастабильного аустенита свидетельствуют внедренные нами способы упрочнения различных быстроизнашивающихся деталей дробильно-размольного оборудования, клапанов распределительной коробки гидропресса, пневмозубил, роликов и звеньев конвейера чугуноразливочной машины, крановых колес и других, обеспечивающих значительное ресурсосбережение [26]. При этом во многих случаях достаточно лишь изменить в применяемой технологии режимы проведения отдельных операций.

## Выводы



## ЛИТЕРАТУРА

1. Иванова В. С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой материала // *Металлы*. – 1992. – № 2. – С. 11-20.
2. Малинов Л. С. Аналогия некоторых принципов, лежащих в основе адаптации живых организмов и сплавов с метастабильным аустенитом, в которых реализуется эффект самозакалки при нагружении, а также разработка технологий на этой основе // *Строительство, материаловедение, машиностроение*. – Днепропетровск: ПГАСиА, 2002. – Вып. 15, ч. 1. – С. 79-83.
3. Богачев И. Н., Минц Р. И. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов. – М., Свердловск: ГНТИ Машиностроительной литературы, 1959. – 110 с.
4. Богачев И. Н., Малинов Л. С., Минц Р. И. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин и их термообработка. – М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1967. – 47 с.
5. Малинов Л. С. Кинетика образования эpsilon-фазы в легированных железомарганцовистых сплавах: Дис. ... канд. техн. наук. – Свердловск, 1963. – 144 с.
6. Малинов Л. С., Эйсмонт Т. Д. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомарганцевых сталей // *ФХММ*. – 1968. – Т. 4, № 6. – С. 691-696.
7. Малинов Л. С. Разработка экономно легированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений: Дис... докт. техн. наук. – Екатеринбург, 1992. – 381 с.
8. Малинов Л. С., Малышева И. Е. Повышение абразивной и ударно-абразивной сталей и чугунов за счет получения метастабильного аустенита // IX Междунар. науч.-техн. конгресс термистов и металловедов. – Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2008. – С. 44-49.
9. Малинов Л. С. Влияние остаточного аустенита, полученного при закалке сплавов с использованием высококонцентрированных источников энергии, на износостойкость: Тез. докл. // Междунар. науч.-техн. конф. «Университетская наука – 2008». – Мариуполь: ПГТУ, 2008. – С. 97-98.
10. Крапошин В. С. Влияние остаточного аустенита на свойства сталей и чугунов после поверхностного оплавления // *МиТОМ*. – 1994. – № 3. – С. 2-5.
11. Малинов Л. С., Чейлях А. П. Структура и свойства Fe-Cr-Mn сталей после закалки с предварительным нагревом в межкритический интервал температур // Там же. – 1990. – № 6. – С. 45-47.
12. Малинов Л. С., Якушечкина Л. И., Чейлях А. П. Механические свойства стали марки 30ХМА после закалки и низкого отпуска с предварительным нагревом в межкритическом интервале температур и/или улучшением // Там же. – 1993. – № 10. – С. 7-9.

13. Малинов Л. С., Чейлях А. П., Лейко Н. Г. Повышение долговечности клапанов из стали марки 20Х13 высокотемпературной скоростной закалкой // *Металлургическая и горнорудная пром-сть.* – 1993. – № 3. – С. 27-29.
14. Малинов Л. С., Чейлях А. П., Харланова Е. Я. Влияние изотермической закалки на количество, стабильность остаточного аустенита и свойства конструкционных сталей // *МиТОМ.* – 1989. – № 12. – С. 12-15.
15. Малинов Л. С., Малышева И. Е., Дмитрук О. М. Получение метастабильного остаточного аустенита в структуре стали марки 60С2 для повышения ее свойств: Тез. докл. // XI регион. науч.-техн. конф. – Мариуполь: ПГТУ, 2003. – Т. II. – С. 60-61.
16. Пат. № 5113 України, МКІ С21D 1/18. Спосіб термообробки сталі / Л. С. Малинов. – Опубл. 15.11.02, Бюл. № 11.
17. Малинов Л. С., Чейлях А. П., Малинов В. Л. Влияние изотермической закалки на свойства и структуру высокопрочного чугуна // *МиТОМ.* – 1992. – № 10. – С. 27-29.
18. Малинов Л. С. Влияние остаточного аустенита на износостойкость стали и высокопрочного чугуна при сухом трении // *Металлургическая и горнорудная пром-сть.* – 1997. – № 4. – С. 46-49.
19. Малинов Л. С., Чейлях А. П. Влияние марганца и термообработки на структуру и свойства сталей на основе (%) 0,1 Fe – 14 Cr // *Изв. вузов. Чер. металлургия.* – 1983. – № 6. – С. 83-86.
20. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в их структуре метастабильного аустенита и реализацией эффекта самозакалки при нагружении // *МиТОМ.* – 1978. – № 8. – С. 10-15.
21. Малинов Л. С., Малинов В. Л. Износостойкие марганцовистые сплавы (4-10 % Mn) с эффектом самозакалки при нагружении и управление количеством и стабильностью аустенита в них для повышения свойств // *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов.* – Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2008. – С. 44-49.
22. Малинов Л. С., Малинова Е. Л., Харланова Е. Я. Повышение абразивной износостойкости цементованных сталей марок 18ХГТ и 12ХМ3А за счет получения метастабильного аустенита // *Металлы.* – 1993. – № 2. – С. 108-111.
23. Малинов Л. С. Влияние термообработки на фазовый состав, структуру и свойства цементуемых низкоуглеродистых марганцевых сталей // *Металлургическая и горнорудная пром-сть.* – 2000. – № 3. – С. 40-48.
24. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры // *Металл и литье Украины.* – 2003. – № 11-12. – С. 3-8.
25. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей комбинированными обработками, предусматривающими получение в их структуре, наряду с другими составляющими, повышенного количества метастабильного аустенита и его упрочнение // *Металл и литье Украины.* – 2008. – № 3-4. – С. 10-16.
26. Малинов Л. С., Малинов В. Л. Экономно легированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии. – Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2007. – 352 с.

## Summary

L. Malinov

### Getting metastable austenite and optimization of its quantity and stability in the steel and iron

In the work the results of researches author with employees on creation in steels and cast-irons along with other structures metastable austenite, which transforming in the loading to martensite, and also methods of control its amount, stability degree and distribution character are generalized. It's allow substantially to increase mechanical properties and wear-resistance of alloys different structural classes and setting by using its internal resource.

## Анотація

Л. С. Малинов

### Отримання метастабільного аустеніту та оптимізація його кількості та стабільності в сталях і чавунах

Узагальнено результати досліджень автора із співробітниками по створенню в сталях і чавунах разом з іншими структурами метастабільного аустеніту, що перетворюється при навантаженні в мартенсит, а також способи управління його кількістю, мікроструктурою, стабільністю і характером розподілу. Це дозволяє суттєво підвищити механічні властивості і зносостійкість сплавів різних структурних класів і призначення, використовуючи їх внутрішній ресурс.

## Ключевые слова

Сталь, чугун, метастабильный аустенит, термообработка, мартенситное превращение, закалка, деформация