

Кучма С.М., Зинченко А.М., Стародубов С.Ю. Технологія отримання прутків малого перерізу зі сплаву 44НХМТ з поліпшеними властивостями

Запропоновано новий технологічний метод отримання прутків малого перерізу з елінварного сплаву 44НХМТ з використанням термомеханічної обробки. Досліджено вплив динамічного старіння на фізико-механічні та термопружні властивості отриманих прутків. Визначено режим термомеханічної обробки, який забезпечує оптимальний комплекс потрібних термопружних властивостей.

Ключові слова: елінвар, динамічне старіння, термоволоочільна установка, добротність, температурний коефіцієнт частоти.

Kuchma S., Zinchenko A., Starodubov S. Bars production technology made of alloy 44HXMT with improved properties

The new technological method of small bars receiving from elinvar alloy 44HXMT using thermomechanical treatment was proposed. The effect of the dynamic ageing on the physical, mechanical and thermoelastic properties of small bars were researched. The mode of thermomechanical treatment, providing the optimal range required thermoelastic properties, was determined.

Key words: elinvar, dynamic ageing, thermal drawing equipment, temperature coefficient of frequency.

УДК 669.15.74.-194-15.669.17

Д-р техн. наук Л. С. Малинов, канд. техн. наук В. Л. Малинов

Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ ЗА СЧЕТ ПРИМЕНЕНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ И УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОФАЗНЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТРУКТУР И УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫМИ И ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ (ОБЗОР)

Кратко рассмотрена история появления сплавов с метастабильной структурой. Подчеркнута чрезвычайно важная роль работ в этом направлении И. Н. Богачева и Р. И. Минца. Приведен ряд разработок других авторов. Обобщены результаты исследований в предложенном в начале 70-х годов прошлого века Л. С. Малиновым и реализуемом авторами направлении по ресурсосбережению за счет создания экономнолегированных сталей и чугунов, наплавочных материалов различного назначения, а также эффективных упрочняющих технологий на основе получения многофазных метастабильных управляемо самоанализирующихся структур в условиях нагружения при испытаниях механических свойств или эксплуатации.

Ключевые слова: ресурсосбережение, экономнолегированные сплавы, упрочняющие технологии, метастабильные многофазные структуры, динамические деформационные превращения, самоакалка, упрочнение, механические свойства, износостойкость.

Введение

Ресурсосбережение в настоящее время является важнейшей государственной проблемой. Одним из перспективных путей ее решения является повышение механических и служебных свойств сталей, чугунов, наплавочных материалов, широко применяемых в технике, а также снижение их стоимости исключением из их состава дорогих легирующих элементов (Ni, Mo, W, Co и др.). В работе обобщены результаты

исследований в перспективном научно-прикладном инновационном направлении, заключающемся в разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий на основе получения многофазных структур (мартенсит, бейнит, феррит, карбиды, карбонитриды, интерметаллиды и их разнообразные сочетания), одной из основных составляющих которых является метастабильный аустенит, претерпевающий при нагружении динамические деформационные мар-

тенситные превращения. Одновременно может протекать динамическое старение мартенсита и аустенита, обусловленное выделением карбидных, карбонитридных и интерметаллидных фаз, а также структурные изменения: образование дефектов упаковки, двойникование, изменение плотности дислокаций и др. Это обеспечивает материалам способность к диссипации энергии и адаптации к условиям нагружения при испытаниях свойств и эксплуатации. В результате существенно возрастает надежность и долговечность деталей машин и инструмента, что обеспечивает значительное ресурсосбережение.

Рассматриваемое направление получает в последние годы все большее развитие в различных странах, что обусловлено эффективностью применения в промышленности новых экономических материалов и технологий, обеспечивающих получение многофазной метастабильной управляемо самотрансформирующейся структуры. Это соответствует одной из основных тенденций современного материаловедения, суть которого состоит в получении материалов с метастабильными структурами, способными под влиянием внешних воздействий к самоорганизации [1]. Метастабильное состояние, как уже отмечалось, позволяет материалам адаптироваться к внешним нагрузкам. Адаптация происходит эволюционным путем постепенного перехода от старого структурного состояния к новому. Важной особенностью при этом является строгая последовательность процессов, происходящих при внешнем воздействии. В каждый данный момент реализуется наиболее энергетически выгодное системе квазистационарное состояние. Важную роль в адаптационной способности материала играет принцип, согласно которому скорость протекания превращений в материале должна быть соизмерима со скоростью приложения нагрузки. Большое влияние на приспособляемость материала к внешнему воздействию оказывает кинетический фактор, а также гетерогенность структуры, заключающаяся в качественном различии ее составляющих, что обеспечивает им повышенную устойчивость и целостность в непрерывно изменяющихся условиях [2, 3]. Одной из разновидностей таких материалов являются экономнолегированные, сориентированные на сырьевую базу Украины, богатую залежами марганцевой руды, стали и чугуны, наплавочные материалы, которые обеспечивают получение метастабильных структур и позволяют реализовать эффект управляемой самотрансформации при нагружении. Согласно данным работ Л. Г. Коршунова с сотрудниками, в поверхностном слое сплавов с метастабильными структурами, которыми являются пересыщенный углеродом б-твердый раствор, остаточный аустенит и дисперсная ферритокарбидная смесь, под влиянием действующей на них нагрузки в процессе эксплуатации формируется нанокристаллическая структура, вносящая существенный вклад в повышение надежности и долговечности деталей и инструментов [4].

Краткая история появления сталей с метастабильным аустенитом

Обстоятельные исследования мартенситного превращения в процессе пластической деформации, проведенные Шайлем на аустенитном сплаве Fe-30 % Ni еще в начале 30-х годов прошлого века, и последующие многочисленные работы, выполненные на различных по составу аустенитных сталях, позволили широко использовать деформационное мартенситное превращение в процессе упрочняющей обработки при изготовлении деталей для существенного повышения их прочностных свойств.

В середине 50-х годов прошлого столетия И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем высказана и реализована новая чрезвычайно плодотворная идея, суть которой заключалась в использовании деформационных 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 [5, 6]. Это положило начало современному металлведению динамических процессов, устанавливающему связь между структурными и фазовыми превращениями, протекающими в сплавах под влиянием действующих на них нагрузок, и свойствами. Это важно подчеркнуть, т.к. в обзорных работах и учебной литературе указанная идея приписывается американским ученым В. Ф. Закею и Е. Р. Паркеру, что не верно. Их несомненной заслугой является разработка сложнoleгированных высокопрочных сталей ПНП (пластичность, наведенная превращением), обладающих уникальным сочетанием механических свойств после предложенной ими упрочняющей обработки. Однако в этих сталях реализован тот же принцип, что и предложенный на 10 лет раньше И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем. Ими с сотрудниками выполнены фундаментальные исследования, показавшие важную роль динамических деформационных мартенситных превращений и старения в повышении долговечности деталей машин. Впервые установлено более сильное упрочнение марганцевого и хромомарганцевого аустенита по сравнению с никелевым и хромоникелевым, что обусловлено более низкой энергией дефекта упаковки (э.д.у.) в первых по сравнению со вторыми. Это связано с различным влиянием марганца и никеля на электронное строение сплавов на основе железа. Более низкая эду в марганецсодержащих сталях определяет образование в них дефектов упаковки, ϵ -мартенсита и протекание превращений: $\gamma \rightarrow \text{ду}_{\text{гн}} \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ [7] и $\gamma \rightarrow \text{ду}_{\text{гн}} \rightarrow \epsilon \rightarrow \text{ду}_{\text{гнк}} \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ [8]. В работах И.Н. Богачева с сотрудниками всесторонне изучены структурные и фазовые превращения в различных по составу хромомарганцевых сталях. На этой основе разработана кавитационноустойчивая сталь 30X10Г10 [5, 6]. Ее сопротивление разрушению при кавитационном воздействии на порядок выше, чем у известной широ-

ко применяемой в промышленности стали 12X18H10T. Позднее создана более технологичная, чем 30X10Г10, кавитационностойкая сталь 10X14АГ12(М) [9]. Последняя имеет более высокий уровень механических свойств в отливках большого сечения [10], а также коррозионную стойкость. В работе [11] для повышения гидроабразивной износостойкости впервые разработаны дисперсионно-твердеющие метастабильные аустенитные стали (30-50)X12АГ10Ф(0,5-2), в которых после закалки и старения происходит упрочнение аустенита карбидами и карбонитридами, выделение которых из аустенита его дестабилизирует, повышая точку M_d выше комнатной температуры, что вызывает развитие динамических деформационных мартенситных превращений при воздействии абразивных частиц. Важными явились положения, впервые высказанные Л. С. Малиновым, согласно которым в процессе динамических деформационных мартенситных превращений происходит не только упрочнение, что было общеизвестно, но и релаксация напряжений, обеспечивающая повышенную работоспособность микрочастиц металла [12]. Кроме того, на развитие динамических деформационных мартенситных превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия, и, соответственно, меньшая ее доля идет на разрушение [13]. Этому способствуют структурные и другие фазовые превращения, протекающие при деформации [14]. В настоящее время это является общепризнанным и зачастую приводится для объяснения высокого комплекса свойств, получаемого в ПНП-сталях. Количественная оценка энергии, расходуемой на деформационное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение применительно к абразивному изнашиванию, приведена в работе В. С. Попова с сотрудниками [15]. В работе [16] предложено определять эту энергию экспериментально по площади под кривой изменения количества мартенсита от степени деформации.

Управление стабильностью аустенита с целью ее оптимизации применительно к конкретным условиям нагружения – необходимое условие повышения свойств сплавов с метастабильным аустенитом

Установлено, что наиболее высокой кавитационной стойкостью обладают однофазные аустенитные стали с оптимальной кинетикой деформационных мартенситных превращений. Повышенная или пониженная стабильность аустенита, по сравнению с оптимальной, снижает сопротивление разрушению, что объяснено тем, что в этом случае мартенситные превращения не могут в необходимой степени обеспечить релаксацию напряжений и расходование энергии внешнего воздействия [9]. Была также отмечена важная роль свойств, образующихся при деформации мартенситных фаз, их дисперсность и равномерность распределения. Показана необходимость за счет изменения химического состава сплавов и обработок управлять развитием мар-

тенситных превращений при нагружении с целью их оптимизации для получения высокого уровня свойств [17]. Существенное влияние на упрочнение аустенита, его стабильность по отношению к динамическим деформационным мартенситным превращениям и, соответственно, свойства сплавов с метастабильным аустенитом оказывает предварительная холодная и теплая пластическая деформации. В зависимости от режима их проведения они могут стабилизировать или дестабилизировать аустенит и неоднозначно влиять на свойства. Это впервые показано в работе [18] применительно к кавитационной стойкости хромомарганцевых сталей. Если сталь имеет оптимальное развитие деформационных мартенситных превращений при микроударном воздействии, то проведение предварительной холодной пластической деформации (хпд), вызывающей образование значительного количества мартенситных фаз, несмотря на значительное упрочнение снижает кавитационную стойкость вследствие уменьшения прироста мартенсита в процессе испытаний или эксплуатации. В результате снижается возможность релаксации напряжений при протекании деформационных мартенситных превращений, что уменьшает кавитационную стойкость. Аналогичный результат имеет место и в том случае, когда под влиянием теплой деформации аустенит чрезмерно стабилизируется, что так же, как и в предыдущем случае, уменьшает прирост мартенсита деформации и возможность релаксации напряжений. Если в сталях развитие деформационных превращений не являются оптимальным, то необходимо проведение предварительной деформации, корректирующей их в нужном направлении для существенного повышения кавитационной стойкости.

Изучение влияния предварительной теплой деформации на стабильность аустенита и механические свойства ряда хромомарганцевых сталей показало, что только обработка, обеспечивающая оптимальное развитие мартенситных превращений в упрочненном аустените, позволяет получить наиболее высокий уровень механических свойств. Так в стали 04X13АГ8 с чрезмерно интенсивным после закалки динамическим деформационным мартенситным превращением при нагружении деформация при 150 °С на 47 %, уменьшающая до определенного уровня стабильность аустенита, позволяет получить хорошее сочетание механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1500$ МПа, $\sigma_B = 1550$ МПа, $\delta = 17$ % [19]. Напротив, в стали 10X17АГ10 с повышенной стабильностью аустенита хпд со степенью 35 %, приводящая к образованию 10 % α -мартенсита и, соответственно, активизирующая образование мартенсита деформации при испытаниях механических свойств, обеспечивает получение тех же прочностных свойств, что и в стали 04X13АГ8, но при более высокой пластичности ($\delta = 27$ %). Для оптимизации деформационного мартенситного превращения необходимо предварительной деформацией создать благоприятную

дислокационную структуру и обеспечить его упрочнение, а также дисперсность и равномерность распределения образовавшихся фаз (мартенсита, карбидов, карбонитридов и др.).

В сталях, в которых аустенит превращается в а-мартенсит в основном при охлаждении или $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращение интенсивно протекает при деформации, предварительная обработка должна до определенного предела стабилизировать аустенит, напротив, в сталях с малой (против оптимальной) интенсивностью деформационного мартенситного превращения необходима обработка, активизирующая его. В результате достигается высокий уровень прочностных свойств при достаточной пластичности. На основании исследований сталей с 13–14 % Cr; 8–12 % Mn; 0,1–0,5 % C, а также сложнолегированных дисперсионно-твердеющих 08X13AG12MДФ, 10X10AG8MД2ФС, 15X13AG12MД2ФС, 30X10AG8M3Д2ФС2, отличающихся исходной структурой и стабильностью аустенита, установлено неоднозначное влияние химического состава стали, степени и температуры деформирования на развитие $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения при нагружении [20, 21]. В малоуглеродистых сталях с 0,1–0,3 % C, 8–12 % Mn; 13–14 % Cr, теплая пластическая деформация (тпд) прокаткой на 20 % в интервале (300–800) °C стабилизирует аустенит. Напротив, прокатка при 650–800 °C с обжатиями 50–80 % вызывает его дестабилизацию. По мере снижения температуры прокатки до 550 °C активизирующее влияние больших степеней деформации уменьшается, а при 300 °C проявляется под их влиянием стабилизация аустенита. В стали с повышенным содержанием углерода (0,5 %) деформация при 800 °C при всех степенях обжатия дестабилизирует аустенит. Чем больше марганца и меньше углерода в исследованных хромомарганцевых сталях, ниже температура деформации в интервале 800–300 °C, тем легче реализуется стабилизация аустенита. Повышение содержания углерода в сталях до 0,5 % и температуры деформации облегчают дестабилизацию аустенита. Рассмотренные закономерности относятся к случаю, когда деформация проводится при температурах выше M_d . При температурах деформации ниже M_d образуется мартенсит, который оказывает существенное влияние на последующее деформационное мартенситное превращение. Если в результате хпд образуются дефекты упаковки или небольшое количество α - и ε -мартенситных фаз ($\leq 30\%$), происходит интенсификация превращения. В том случае, когда предварительная деформация вызывает образование $> 40\%$ мартенсита и существенно упрочняет аустенит, последующее мартенситообразование при деформировании затрудняется. Электронномикроскопические исследования показали, что стабилизация аустенита при деформации при температурах выше M_d связана с формированием ячеистой субструктуры. Важную роль может играть закрепление дислокаций атомами углерода, азота, легирующих элементов и дисперсными частицами

фаз выделения. Это вызывает увеличение энергии дефектов упаковки (эду). Дестабилизация аустенита обусловлена образованием дефектов упаковки, обеднением аустенита углеродом, азотом и легирующими элементами, вследствие выделения большого количества карбидов и карбонитридов. Стабилизация и дестабилизация являются конкурирующими в процессе деформации. В зависимости от условий деформирования один из этих факторов оказывает преобладающее влияние.

Полученные данные показывают, что наиболее высокий уровень прочностных и пластических свойств может быть получен, когда в упрочненном теплой деформацией аустените сформировалась ячеистая структура с размером ячеек 1–3 мкм и обеспечивается постепенность развития $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения, большая дисперсность мартенсита и исключается его хрупкость. Последнее обусловлено повышенным содержанием в нем углерода. В связи с этим, оптимальное количество мартенсита, образующееся к моменту разрушения образца при испытаниях механических свойств, различно в зависимости от содержания в нем углерода. Оно может быть значительно больше для малоуглеродистых сталей по сравнению с высокоуглеродистыми. После тпд сталей 10X13Г12 и 20X13Г12 с обжатиями 60–80 % при температурах 350–550 °C с учетом упрочнения аустенита и оптимизации деформационного превращения получены следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1220\text{--}1400$ МПа; $\sigma_B = 1360\text{--}1600$ МПа; $\delta = 15\text{--}30\%$; $\psi = 25\text{--}40\%$; $KCU = 0,8\text{--}1,5$ МДж/м². Внимания заслуживает обработка, предусматривающая теплую пластическую деформацию при температуре на 20–50 °C ниже M_d , когда в исследованных сталях наблюдается существенное повышение пластичности. В результате такой обработки формируется ячеистая субструктура и образуется небольшое количество дисперсного мартенсита. Это позволяет получить сочетание повышенной прочности и пластичности.

Предварительная хпд, так же как и тпд, неоднозначно влияет на стабильность аустенита по отношению к последующему деформационному мартенситному превращению [22]. Она его может интенсифицировать или затруднять. Первое должно использоваться в сталях с высокой эду и, соответственно, малой склонностью к мартенситообразованию (сталь 30X10AG8M3Д2ФС2). Для этого целесообразно проводить предварительную деформацию при отрицательных температурах. Стабилизация аустенита к последующему $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращению имеет место тогда, когда в результате предварительной деформации образуется большое количество мартенсита ($\geq 60\%$) или формируется ячеистая дислокационная субструктура. Обычно хпд, широко используемая для упрочнения аустенитных сталей, проводится без учета стабильности аустенита. В связи с этим часто не может быть реализована наибольшая прочность, т.к.

при этом существенно снижается пластичность. Установлено, что хпд дает наибольший эффект в том случае, когда легированием или предварительной обработкой в стали получена определенная стабильность аустенита. Указанное требование выполняется в сталях 20X13Г12 и 10X12АГ8МД2ФС. После предварительной хпд со степенями 25 %, когда основное развитие мартенситного превращения в упрочненном аустените происходит в процессе испытаний механических свойств, получен высокий для аустенитных сталей уровень прочности при достаточной пластичности: $\sigma_{0,2} = 1000\text{--}1200$ МПа; $\sigma_B = 1370\text{--}1450$ МПа, $\delta = 25\text{--}29$ %. Деформация с обжатием 50 % позволяет получить следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1650\text{--}1780$ МПа, $\sigma_B = 1800\text{--}1850$ МПа, $\delta = 7\text{--}9$ %. Разработан оригинальный способ упрочнения аустенитных метастабильных сталей, обеспечивающий получение повышенного уровня прочностных свойств при сохранении хорошей пластичности [23]. Суть способа заключается в том, что стали после закалки подвергают двукратной холодной пластической деформации с промежуточным кратковременным безрекристаллизационным нагревом. Первая хпд проводится с обжатием 30–50 %, в результате которой образуются α'' - и ε - фазы. Степень деформации ограничивается условием предупреждения трещин. Так в метастабильной аустенитной стали 10X16Г12 после хпд с обжатием 40 % достигается следующий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1490$ 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 дислокации. В результате получен следующий уровень свойств: $\sigma_{0,2} = 988$ МПа, $\sigma_B = 1430$ МПа, $\delta = 31$ % (в то время как после обычной закалки с 1100 °С – $\sigma_{0,2} = 450$ МПа, $\sigma_B = 1220$ МПа, $\delta = 48$ %). Окончательная деформация проводится с обжатием не более 20–25 % для оптимизации развития деформационных мартенситных превращений. Такая механико-термомеханическая обработка (МТМО) позволяет получить при той же прочности, что 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. Важную роль играет оптимизация развития мартенситных превращений при испытании механических свойств. Полученные данные позволяют заключить, что в ряде случаев последний фактор играет основную роль, если аустенит стали имеет стабильность, сильно отличающуюся от оптимальной. Рассмотренные выше способы обработки с использованием деформации отличаются от

предложенного В. Ф. Закею и Е. Р. Паркером для ПНП-сталей тем, что они могут быть весьма разнообразны, т.к. учитывают исходную стабильность аустенита и направлены на его упрочнение и регулирование мартенситных превращений, протекающих при нагружении применительно к конкретным условиям испытаний или эксплуатации. При этом аустенит может быть как дестабилизирован, так и стабилизирован. Технология упрочнения ПНП-сталей предусматривает упрочнение аустенита и его дестабилизацию [24]. По нашему мнению, они не новый класс сталей, как это принято считать, а лишь разновидность аустенитных метастабильных, т. к. в них проявляются те же особенности, что и в более экономичных хромомарганцевых сталях. К недостаткам ПНП-сталей относятся: высокая стоимость, трудность осуществления больших степеней деформации при сравнительно невысоких температурах, ограничения по сортаменту (лист, проволока, прутки). Учитывая высокую стоимость элементов (Ni, Co, Mo), содержащихся в ПНП-сталях, следует считать перспективным создание экономнолегированных хромомарганцевых сталей с метастабильным аустенитом и разработку легко реализуемых в производстве способов упрочнения для различных сортов сталей, учитывающих их особенности. К таким обработкам можно отнести закалку с различных температур (в том числе ступенчатую и изотермическую) и отпуск, позволяющие управлять стабильностью аустенита [25]. Показано, что низкотемпературный отпуск при 250–300 °С продолжительностью до 3 ч стабилизирует аустенит по отношению к деформационному мартенситному превращению. Это объясняется повышением эду. Последнее обусловлено тем, что при низкотемпературном отпуске происходит образование сегрегации различных элементов на дислокациях, что затрудняет их расщепление. Кроме того, это повышает предел текучести и требует дополнительных энергетических затрат на рост мартенситных кристаллов. Отпуск при 450 °С оказывает неоднозначное влияние (в зависимости от времени выдержки) на протекание мартенситного превращения при деформации. При температурах, превышающих 450 °С, проявляется дестабилизация аустенита, обусловленная выделением карбидов (карбонитридов и интерметаллидов) [26]. Это снижает эду. Однако, могут иметь место случаи повышения эду и увеличения стабильности аустенитов, когда образуются предвыделения или очень дисперсные частицы упрочняющих фаз, затрудняющие расщепление дислокаций. Рассмотрим влияние низкого отпуска на свойства сталей с интенсивным мартенситным превращением при нагружении. Так в закаленной стали 30X10Г10Т отпуск при 300 °С в течение 3 ч, снижая интенсивность деформационного мартенситного превращения, повышает ударную вязкость КСУ с 1,9 после закалки до 2,8 МДж/м². Эффективно применение низкого отпуска после хпд для повышения механических свойств. После хпд в стали

10X10АГ8МД2ФС со степенью 20 % $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращение при механических испытаниях развивается очень интенсивно. Это приводит к снижению пластичности (δ) с 30 % (после закалки) до 10 %. Дополнительный отпуск при 350 °С (1 ч), стабилизирующий аустенит по отношению к деформационному мартенситному превращению, повышает прочностные и пластические свойства: $\sigma_{0,2}$ с 1160 до 1220 МПа, σ_B – с 1270 до 1360 МПа, δ – с 14 до 29 %, ψ – с 15 до 55 %. Сочетание хпд с обжатием 50 % и отпуска при 350 °С (1 ч) стали 20X13Г12 обеспечивают хорошее сочетание свойств: $\sigma_{0,2}$ = 1600–1670 МПа, σ_B = 1720–1790 МПа, δ = 8–10 %, ψ = 35–40 %. Высокий отпуск следует применять для повышения механических свойств аустенитных сталей с повышенной эдз и, соответственно, стабильностью аустенита после закалки. Так нагрев на 650 °С и выдержка 1 ч стали 30X10АГ8МЗД2ФС, вызывающие дестабилизацию аустенита, приводят к возрастанию $\sigma_{0,2}$ с 540 до 680 МПа, σ_B – с 750 до 1000 МПа и сохраняют высокую пластичность – δ = 57 %, ψ = 58 %, что обусловлено постеленным развитием деформационного мартенситного превращения при испытаниях механических свойств. Отпуск этой стали при 750 °С приводит к выделению карбидов по границам зерен, чрезмерно интенсифицирует $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращение при испытаниях механических свойств, что снижает уровень пластичности. Приведенные данные показывают, что при отпуске важно упрочнить аустенит, исключив преимущественное выделение частиц по границам зерен, а также оптимизировать развитие мартенситного деформационного превращения.

Большое влияние оказывает управление развитием мартенситных превращений в метастабильных аустенитных сталях на их сопротивление разрушению в различных условиях изнашивания. Применительно к высокоуглеродистым сталям с более низким содержанием марганца, чем в 110Г13Л, установлено, что при отсутствии ударных нагрузок для повышения абразивной износостойкости количество марганца должно быть 4–8 %, а температура нагрева под закалку – 800–900 °С. В ряде случаев целесообразно проводить высокий отпуск при 650 °С, дестабилизирующий аустенит, что обеспечивает его армирование карбидами (карбонитридами) и интенсивное превращение в мартенсит деформации при воздействии абразивных частиц. При необходимости иметь повышенную пластичность и ударную вязкость, высокую ударно-абразивную износостойкость следует увеличить содержание марганца до 8–10 %, проводить закалку с более высоких температур (1000–1050 °С), использовать низкотемпературный отпуск, стабилизирующий аустенит по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению [27]. Дифференцированный подход к выбору химического состава рассматриваемых сталей и режимов их термообработки позволяет повысить долговечность деталей в 1,5–2,0 раза по срав-

нению с уровнем, обеспечиваемым 110Г13Л. Абразивная износостойкость последней также может быть существенно увеличена комбинированной обработкой, включающей предварительный отжиг при температуре минимальной устойчивости аустенита к его превращению в ферритокарбидную смесь, и последующую закалку с получением метастабильного аустенита, армированного карбидами.

Аустенитные метастабильные стали существенно превосходят по износостойкости в условиях сухого трения стабильные аустенитные и высокоуглеродистую мартенситную стали. В метастабильные аустенитные стали для повышения их износостойкости при сухом трении целесообразно наряду с хромом (10–12 %) и марганцем (8–10 %) вводить кремний (~1 %), ванадий и ниобий (0,1–0,5 %). Содержание углерода, если не требуется механическая обработка, должно составлять 0,4–0,6 %. В случае применения последней, его количество должно быть снижено ~ в 2–3 раза. Установлено, что при недостаточно активно протекающем деформационном превращении для повышения износостойкости целесообразно применение старения и хпд, дестабилизирующих аустенит. Наиболее эффективно их сочетание. Отмечено, что при сухом трении скольжения и качении требуется неодинаковая стабильность аустенита. Для конкретных условий сухого трения необходимо за счет подбора химического состава и термообработки оптимизировать развитие деформационных мартенситных превращений, что обеспечивает наиболее высокую износостойкость [28]. В работе [29] изучалась износостойкость при сухом трении скольжения большой группы малоуглеродистых марганцовистых сталей. Наибольшее сопротивление изнашиванию имеет место в сталях, в поверхностном слое которых при испытаниях с наибольшей полнотой протекает деформационное $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращение. Легирование хромом повышает, а никелем – снижает износостойкость. Установлено, что в процессе трения на поверхности протекают обратные превращения $\varepsilon \rightarrow \gamma$ и $\alpha'' \rightarrow \gamma$, которые также снижают износостойкость.

Установлено существенное преимущество в газоабразивной износостойкости сталей Fe-Cr-Mn-C с метастабильным аустенитом по сравнению со сталью 12X18Н10Т [30]. Наилучшие результаты показала сталь 20X13АГ10МД2ФС. Она в 2–2,5 раза в широком диапазоне углов атаки (до $\alpha = 60^\circ$) по износостойкости превзошла известную хромоникелевую сталь. Хромомарганцевая сталь имеет высокую коррозионную стойкость в углеводородной и сероводородсодержащей средах. Образцы, изготовленные из нее, успешно прошли промышленные испытания, выдержав без разрушения (в течение 6 мес.) растягивающую нагрузку $P = 6000$ Н, в то время, как сталь 12X18Н10Т разрушилась при нагрузке в 2 раза меньшей. Это показало целесообразность изготовления ряда деталей газопромыслового оборудования из хромомарганце-

вой стали с метастабильным аустенитом.

Целесообразным является создание аустенитных сплавов на основе Fe-18–20 % Mn.

Сплавы 08Г20Д(1-2), 08Г20Ю(1-3), 08Х12Г20С2 имеют высокую ударную вязкость при температурах жидкого азота и могут быть использованы в качестве криогенных материалов. Стареющие стали 20Г20С2Б [31], 60Г16Ф2 [24] с аустенитной структурой, упрочненной карбидами, и мартенситными превращениями при нагружении имеют повышенный уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 700\text{--}800$ МПа, $\sigma_B = 1000\text{--}1200$ МПа, $\delta = 35\text{--}40$ %. Еще более существенное увеличение прочностных свойств в этих сплавах достигается термомеханической обработкой.

Установлено [24], что в ряде марганецсодержащих аустенитных сталей после закалки и старения имеет место динамическое деформационное двойникование. Оно так же, как и мартенситное превращение, при оптимальном развитии в процессе нагружения, приводит к существенному увеличению пластичности при повышенных прочностных свойствах. Эти стали называют ПНД (пластичность, наведенная двойникованием). Так в стали 60Г14Х9Ф2 после гидроэжеструзии при 250 °С и последующего старения при 500 °С получен наиболее высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 1900$ МПа, $\sigma_B = 2000$ МПа) при достаточной пла-

стичности ($\delta = 15$ %, $\psi = 50$ %). Рассматриваемые стали рекомендуются для промышленного применения в качестве высокопрочных немагнитных материалов.

Сплавы различных структурных классов с метастабильным аустенитом

Как уже отмечалось, эффект самозакалки следует использовать не только при нагружении в экономнолегированных аустенитных, но и при охлаждении, а также охлаждении и нагружении в сталях других структурных классов рис. 1. Еще в 60-е годы, когда появились высоколегированные мартенситно-стареющие стали типа 03Н18К9М5ТЮ, автором статьи с сотрудниками были созданы одни из самых первых более экономичных хромо-никелевых сталей этого типа: 03Х12Н8МТЮ, 03Х14Н(4-6)МТЮ, 10Х12Н4Г2ТЮ [32]. Эти материалы в кованом состоянии после нормализации с 950 °С (эффект самозакалки при охлаждении) обладают хорошим сочетанием механических свойств: $\sigma_{0,2} \geq 1000$ МПа, $\sigma_B \geq 1100$ МПа, $\delta \geq 12$, $\psi \geq 50$ %, $KCU \geq 1,2$ МДж/м². Они технологичны, а также обладают высокой кавитационной и коррозионной стойкостью в речной воде. Для повышения у них ударной вязкости при отрицательных температурах необходимо наряду с мартенситом получать в структуре 15–25 % аустенита.

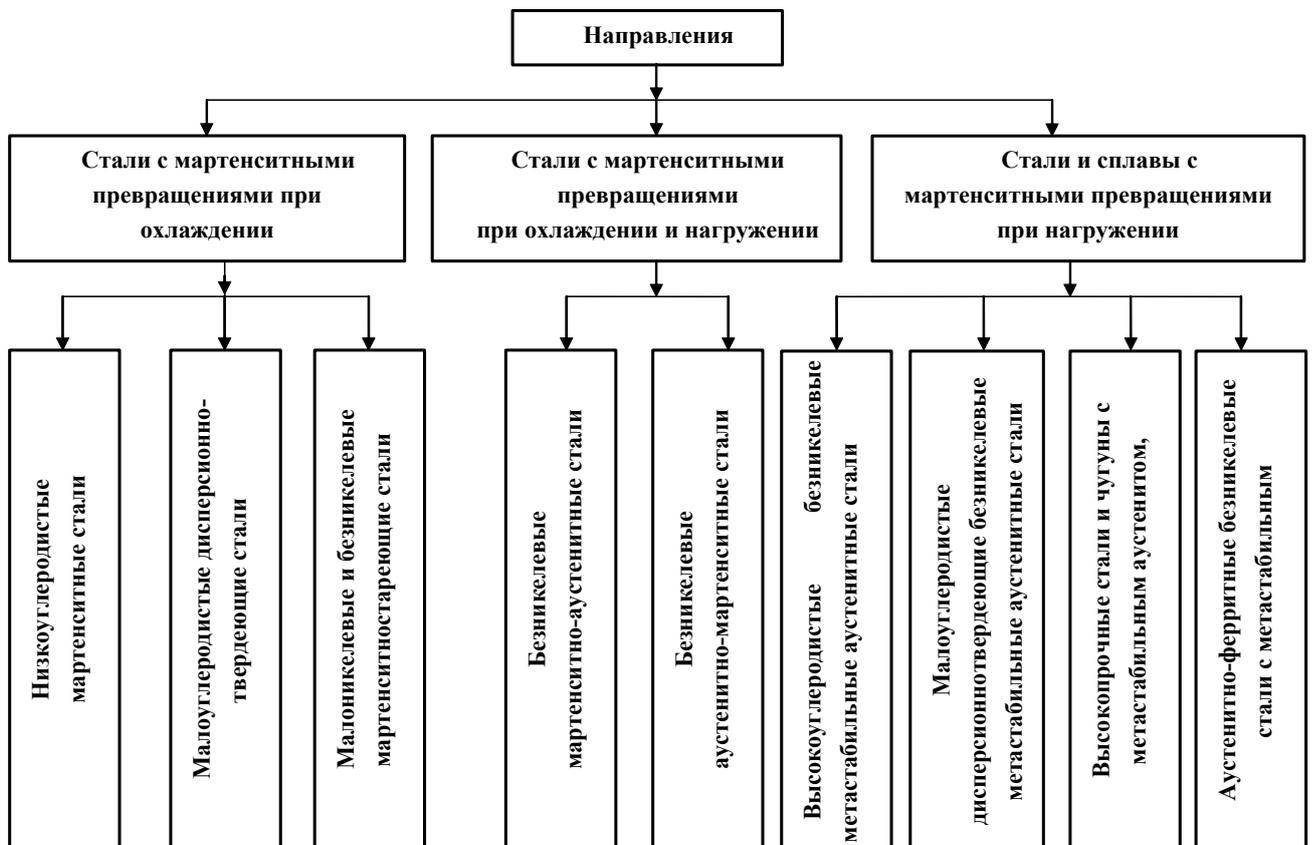


Рис. 1. Перспективные направления в создании экономнолегированных высокопрочных сталей

В начале 70-х годов прошлого столетия автором с сотрудниками разработаны одни из первых малоникелевых сталей мартенситного класса (мартенситных и мартенситностареющих) общего назначения: 08X2H(3-5)МФБ, 08X2H(3-5)МФТ, 08X2H(3-5)МФЮ, 08X2H(3-5)МФДЮ [33]. Эти стали, как и предыдущие, имеют уже после нормализации хорошее сочетание прочностных, пластических свойств и ударной вязкости. Последние удается повысить в еще большей степени получением 10–15 % остаточного аустенита нормализацией с нагревом и выдержкой по оптимальному режиму в межкритическом интервале температур. Их важными технологическими особенностями являются высокая прокаливаемость, отсутствие склонности к короблению и трещинообразованию при термообработке, существенное сокращение длительности химико-термической обработки (азотирования, борирования, хромирования и др.). После цементации, закалки и высокого отпуска в них имеет место вторичное твердение, обеспечивающее сохранение высокой твердости до 550 °С. Рассмотренные выше стали мартенситного класса, хотя и были более экономно легированы, чем известные в то время, они содержали дорогой никель. В связи с этим нами были разработаны безникелевые стали мартенситного класса. Традиционно считалось, что марганец в количестве свыше 2 % охрупчивает стали. Однако, если использовать различные известные механизмы, повышающие сопротивление разрушению (зернограничный, субструктурный, уменьшение блокировки дислокаций), а также получение метастабильного аустенита в структуре, то могут быть созданы безникелевые стали, не уступающие по свойствам соответствующим аналогам, содержащим никель. В качестве дополнительных к марганцу должны быть использованы сравнительно недорогие элементы: кремний, алюминий, азот, а при необходимости в небольших количествах сильные карбидообразующие – титан, ванадий, ниобий. С учетом этого были разработаны следующие безникелевые стали мартенситного класса: (08-15)X2Г2СТ, (08-15)X2Г2МАФ, (08-15)X2Г2МАФБДЮ, 08X2Г(3-5)МФ, 08Г(4-10)АФ, 08Г(4-10)ТЮ [34]. После закалки и низкого (числитель) и высокого (знаменатель) отпусков (в том числе в межкритический интервал температур для образования после охлаждения в структуре метастабильного аустенита) получен следующий уровень свойств: $\sigma_{0,2} \geq 870/650$ МПа, $\sigma_B \geq 1000/720$ МПа, $\delta \geq 10/16$ %, $\psi \geq 50/60$ %, $KCU^{-120} \geq 0,7/1,2$ МДж/м². Стали с 4–10 % Mn, дополнительно легированные сильными карбидо- и нитридообразующими элементами, предложены автором в качестве нового класса цементуемых сталей, способных заменить никельсодержащие высокопрочные стали. Отличительной особенностью новых сталей является их хорошая обрабатываемость резанием и возможность получения в их поверхностном слое после цементации и термообработки метастабильного аустенита, армированного кар-

бидами и карбонитридами. При абразивном и ударно-абразивном воздействии они превосходят широко применяемую сталь 110Г13Л. Показано, что получать требуемое количество и стабильность аустенита в структуре этих сталей можно за счет выбора оптимальных режимов закалки (в том числе ступенчатой) с нагревом в межкритический интервал температур. Наиболее высокий уровень механических свойств достигается в том случае, когда наряду с дисперсным низкоуглеродистым мартенситом и небольшим количеством упрочняющих фаз в структуре обеспечивается получение ~10–15 % аустенита, который постепенно превращается в мартенсит деформации при испытаниях.

В настоящее время в промышленности используются высокопрочные нержавеющие хромоникелевые стали переходного класса 08X15H9Ю, 08X17H7Ю. Разработаны высокопрочные безникелевые мартенситно-аустенитные стали: 10X14АГ6, 10X14АГ6Ф, 10X14АГ6МФ, 10X14АГ6Д2М [35]. В них эффект самозакалки реализуется при охлаждении и нагружении. Они после термообработки, включающей закалку (нормализацию) от 1000 °С и отпуска при 200 °С, имеют механические свойства, соответствующие (и даже превосходящие) уровню хромоникелевых сталей. Повысить их пластические свойства и ударную вязкость, сохранив высокие прочностные свойства, можно закалкой (нормализацией) из межкритического интервала температур или ступенчатой закалкой, позволяющими увеличить в структуре количество аустенита и его стабильность.

Новым направлением является разработка аустенитно-мартенситных и ферритно-аустенитных хромомарганцовистых сталей с метастабильным аустенитом. Примером первых могут служить 08X2Г14Ф, 08X13Г10Ф, вторых – (08-30)X14Г8Ю(1-3), 08X(18-25)Г(4-13)СЮ [36]. Их особенностью является повышенный уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} \geq 500$ МПа, $\sigma_B \geq 750$ МПа), высокая пластичность ($\delta \geq 30$ %) и ударная вязкость ($KCU \geq 1,2$ МДж/м²).

Эффективно использование в качестве износостойких материалов хромомарганцевых чугунов с метастабильным аустенитом, позволяющим реализовать эффект самозакалки при нагружении. Чугуны 250X(2-4)Г(2-6) после нормализации с 950–1000 °С превосходят по абразивной износостойкости более, чем в 2 раза, сталь 110Г13Л. Эти сплавы могут содержать 10–13 % хрома и сильные карбидообразующие элементы, например ванадий: 250X12Г4Ф, (250-400)X(10-13)Г4С2Ф. Они обладают высокой абразивной износостойкостью и превосходят более дорогие аналоги, содержащие значительно большее количество хрома и никель [36].

Для восстановления и одновременного повышения долговечности деталей машин и инструмента целесообразно применение наплавочных материалов, обеспечивающих получение в наплавленном слое структуры сталей и чугунов с метастабильным аустенитом.

Первыми такими материалами были электроды типа УПИ 30X10Г10, разработанные М. И. Разиковым с сотрудниками на основе соответствующей кавитационностойкой стали. Для автоматической и полуавтоматической наплавки ими предложены электродные проволоки сплошного сечения 30X10Г12Т, 25X12Г13Т [6]. Под руководством автора статьи совместно с ОАО «Азовмаш» создана порошковая лента ПЛ-Нп 15X13АГ10СМФ, предназначенная для наплавки плунжеров гидропрессов, цапф сталеразливочных ковшей и крановых колес. Для этих же целей позднее разработана более экономичная лента ПЛ-Нп 25X14Г10Ф, проволока сплошного сечения Св-14X14Г12Ф [38] и порошковая проволока ПП-Нп 14X12Г12СТ [39]. Для случаев, когда износостойкость необходимо обеспечить в отсутствие коррозионного воздействия, разработана порошковая лента ПЛ-Нп-20Г14АФ, применявшаяся для наплавки крановых колес. Совместно с отраслевой лабораторией наплавки ПГТУ разработана порошковая проволока ПЛ-Нп-10X13Г12АФСЮР [40]. По износо- и термостойкости наплавленный этой проволокой металл превосходит таковой, полученный при использовании проволоки Св-08X21Н10Г6. Для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания В.Л. Малиновым, разработаны наплавочные материалы на основе чугунов с метастабильным аустенитом: ПЛ-Нп-100Х6Г4, ПЛ-Нп-160Х12Г5, ПЛ-Нп-200Х12Г4Ф3 [41], значительно повышающие долговечность деталей.

Принцип получения метастабильного аустенита, регулирование его количества, степени упрочнения и стабильности с учетом конкретных условий нагружения открывает новые возможности в повышении механических и служебных свойств не только специально разработанных, но и широко применяемых в промышленности сплавов, что обобщено в работах [42, 43]. Важно подчеркнуть, что эффект самозакалки может быть реализован во многих конструкционных и инструментальных сплавах, применяемых в промышленности, что существенно повышает их долговечность. Для этого необходимо, используя разработанные упрочняющие технологии получать в их структуре наряду с другими составляющими метастабильный аустенит, количество и степень стабильности которого должны регулироваться с учетом исходного химического и фазового составов, а также условий эксплуатации. На рис. 2, 3 приведены пути регулирования мартенситного превращения и технологические приемы управления количеством стабильностью аустенита. Большие возможности в получении остаточного метастабильного аустенита открывают оптимизация температуры нагрева под закалку, ступенчатые и изотермические выдержки в определенном интервале температур, а также разработка других технологических приемов применительно к сплавам различных структурных классов и назначения. Так, для бил дробилок доломита, изготовленных из среднеуглеродистой мар-

ганцовистой стали, предложен режим термообработки, позволяющий получить в поверхностном слое 25–30 % метастабильного аустенита, что увеличило их долговечность в 1,5 раза. Аналогичным образом за счет изменения технологии термообработки повышена абразивная износостойкость ряда деталей, изготовленных из цементуемых сталей 18ХГТ и 20ХН3А. Следует особо подчеркнуть, что распространенным является мнение о недопустимости иметь в структуре цементованного слоя более 15 % остаточного аустенита. Однако это справедливо для условий окислительного износа. В случае интенсивного абразивного или контактно-усталостного износа необходимо получать 25–50 % остаточного аустенита и реализовать самозакалку при нагружении, что повышает долговечность деталей в 1,5–2 раза. Такой подход оказался эффективным не только для малоуглеродистых цементуемых сталей, но и применительно к средне- и высокоуглеродистым сталям различной степени легирования.

В последнее время большое внимание уделяется изотермической закалке сталей и высокопрочного чугуна. Однако, при объяснении ее положительной роли недооценивается влияние остаточного метастабильного аустенита. Между тем, оптимизация его количества в структуре и стабильности применительно к конкретным условиям нагружения дает возможность получить наиболее высокий уровень механических свойств и износостойкости [42, 43]. Предложен способ термообработки, включающий предварительный нагрев перед аустенитизацией в межкритический или субкритический интервалы температур, последующую закалку (в том числе изотермическую), в ряде случаев отпуск, что обуславливает более высокий уровень механических свойств и износостойкости, чем после обычной термообработки. Это объясняется получением в структуре наряду с другими составляющими аустенита оптимальной стабильности.

Перспективными являются комбинированные способы обработки сплавов, обеспечивающие получение избыточного количества метастабильного аустенита и последующее деформационное и (или) термическое воздействие на него, что вызывает его упрочнение и частичное превращение в мартенсит. Однако, оставшаяся часть аустенита сохраняет способность при последующем нагружении в процессе эксплуатации превращаться в мартенсит деформации, что и обеспечивает высокий уровень получаемых свойств.

В отличие от широко распространенного представления о необходимости в результате обработки получать в сплавах однородную структуру, показано, что одним из перспективных направлений повышения конструкционной прочности является создание регулярной макронеоднородной структуры с метастабильным аустенитом. Для этого необходимо получать соизмеримые с размерами изделий градиенты структурно-фазового состояния. Им должно соответствовать чередование высокопрочных и высокопластичных

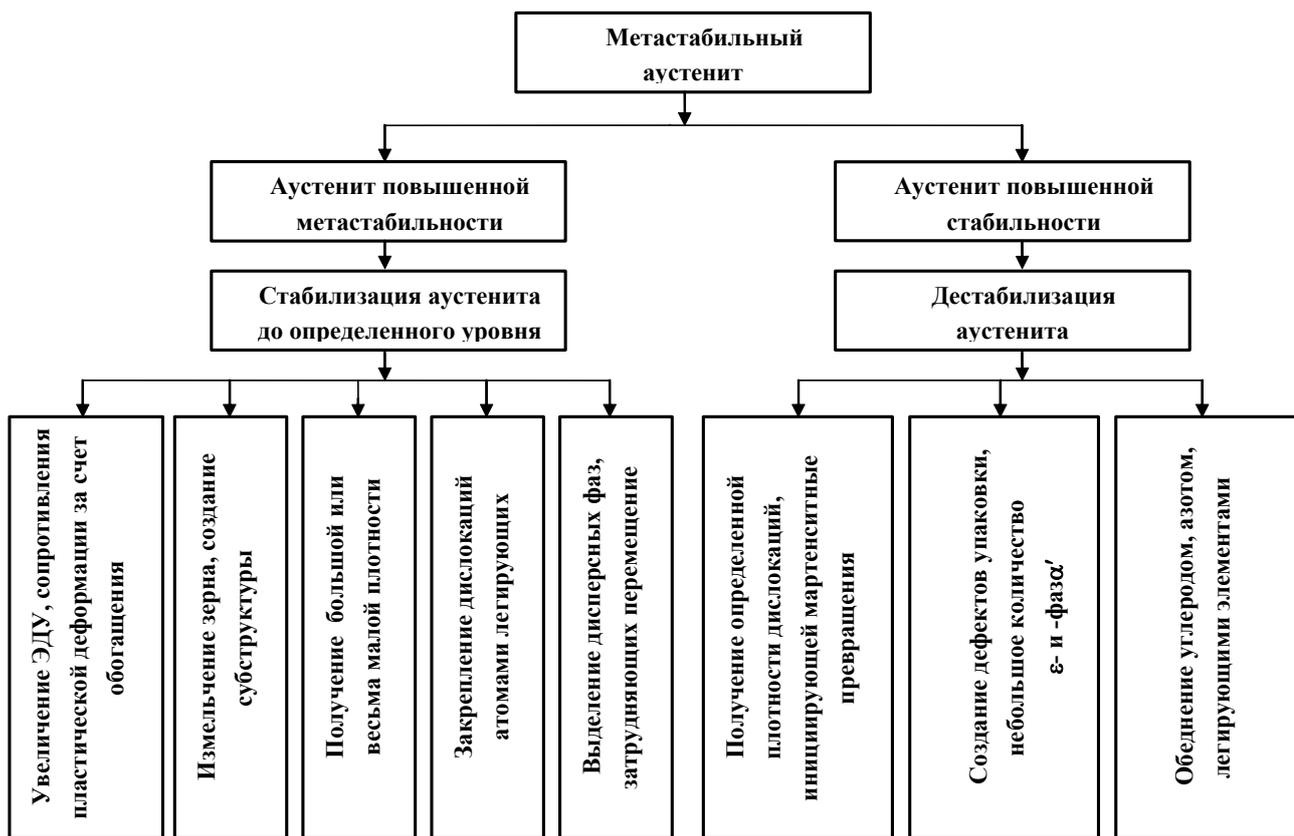


Рис. 2. Пути регулирования мартенситного превращения

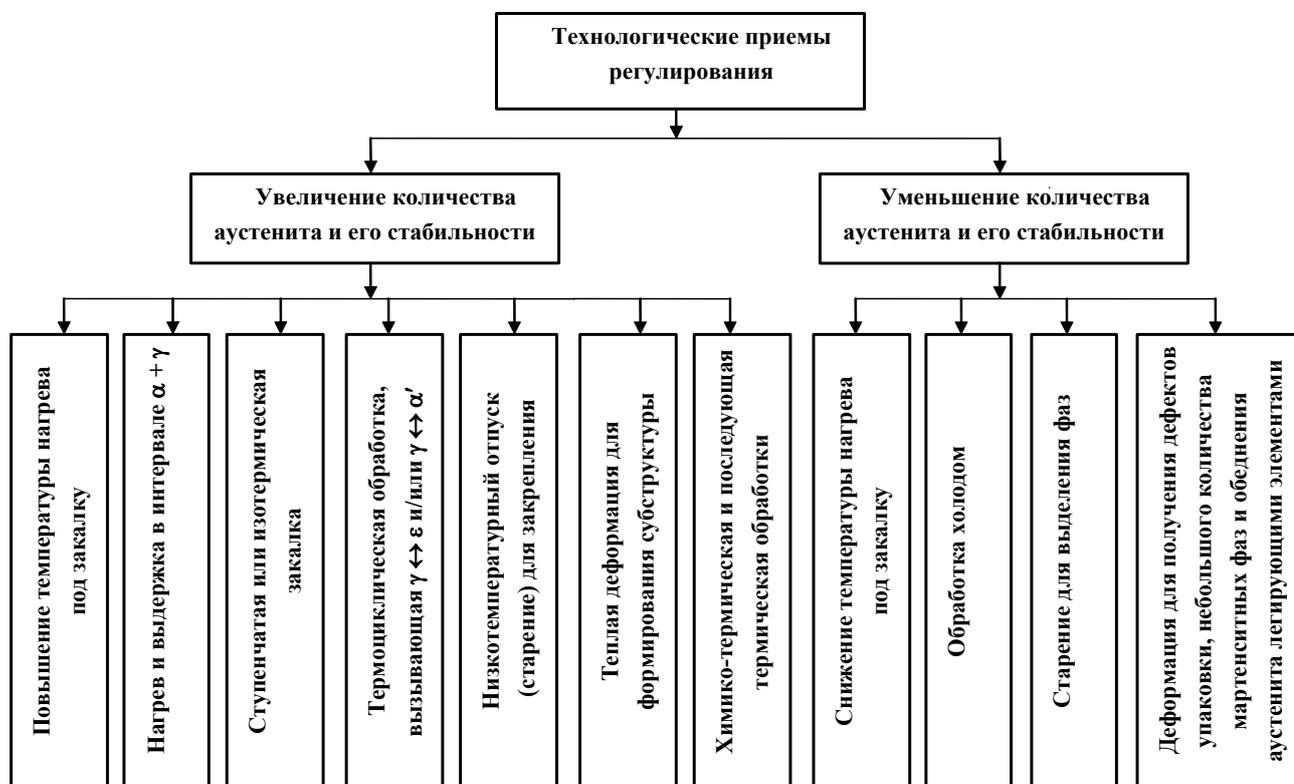


Рис. 3. Технологические приемы регулирования количества и устойчивости аустенита

объемов материалов. Это достигается дифференцированной обработкой, в которой совмещены общее (объемное) и локальное воздействия на материал. При этом тепловые, механические, магнитные и другие поля распределяются не равномерно по объему металла, а локализуются в отдельных его участках или слоях. В результате фазовые и структурные превращения протекают не одновременно, а в разной последовательности и степени. Для получения регулярной макроструктуры могут быть использованы термическая, химико-термическая, деформационная обработки, а также их сочетания. Широкие возможности в этом отношении открывает использование источников концентрированной энергии (лазерной, электронно-лучевой, плазменной и др.). Разработанные технологии упрочнения штампового и режущего инструмента повышают его износостойкость в 1,5 раза [42, 43].

Поученные данные показывают, что во многих случаях значительный эффект повышения свойств широко применяемых сталей и чугунов может быть достигнут за счет реализации внутреннего ресурса самого материала при небольшой корректировке режимов применяемой обработки и не требует каких-либо капитальных затрат.

Могут быть использованы также широко применяемые в промышленности способы термо-, химико-термической (в том числе с использованием источников концентрированной энергии), термомеханической, термоциклической обработок и др. Необходимо лишь скорректировать режим их проведения с таким расчетом, чтобы оптимизировать структуру и развитие мартенситных превращений, протекающих при охлаждении и/или нагружении. Они позволяют использовать внутренние ресурсы самого материала и, соответственно, повышать механические и служебные свойства деталей, инструмента и экономить дорогие и дефицитные элементы (Ni, Mo, W, Cu и др.).

Следует подчеркнуть, что разработанные материалы и упрочняющие технологии, внедренные в производство, показали высокую эффективность. Долговечность лопастей гидротурбин, гребных винтов, бил и молотков дробильно-размольного оборудования, футеровочных плит, клапанов, работающих в условиях газоабразивного и кавитационного воздействия, цапф сталеразливочных ковшей, крановых колес, роликов и звеньев конвейеров чугуноразливочных машин увеличилась в 2 и более раз.

Выводы

1. На основании обобщения многочисленных данных показана важность для ресурсосбережения широкого внедрения в производство разработанных экономнолегированных сталей различных структурных классов и назначения, чугунов и наплавочных материалов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получение многофазных метастабильных структур в которых наряду с другими составляющими присут-

ствует метастабильный аустенит, превращающийся при охлаждении и/или нагружении в мартенсит (эффект самозакалки). Это позволяет существенно сократить затраты на ремонт оборудования, изготовление сменно-запасных деталей и инструмента, повысить производительность труда, что даст значительный экономический эффект.

2. Управление в сплавах структурой и развитием мартенситных превращений для их оптимизации с учетом исходного фазового состава и условий нагружения позволяет существенно повысить уровень механических и служебных свойств не только специально разработанных, но и широко применяемых в промышленности сплавов. При этом во многих случаях для существенного повышения свойств достаточно лишь изменить режимы проведения известных обработок.

Перечень ссылок

1. Иванова В. С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой материала / В. С. Иванова // *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 / Л. С. Малинов // *Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр. / Приднепров. гос. академия стр-ва и архитектуры*. – Днепропетровск, 2002. – Вып. 15, ч. 1. *Материаловедение*. – С. 79–83. (Стародубовские чтения, 2002).
3. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидности адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // *Металл и литье Украины*. – 2003. – № 11. – С. 3–9.
4. Коршунов Л. Г. Нанокристаллические структуры трения и их роль в формировании трибологических свойств металлов и сплавов / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л. Черненко // В сб. тр. «Проблемы нанокристаллических материалов». – Екатеринбург : УРО РАН. – 2002. – С. 170–187.
5. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железо-углеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машгиз. – 1959. – 170 с.
6. Богачев И. Н. Повышение кавитационной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машиностроение. – 1964. – 143 с.
7. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. – М. : Металлургия. – 1973. – 295 с.
8. Малинов Л. С. Фазовые превращения при деформации в высокомарганцевом сплаве / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Л. А. Голубович // *МиТОМ*. – 1976. – № 2. – С. 13–16.
9. Богачев И. Н. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р. И. Минц. – М. : НИИИНФОРМТЯЖ-МАШ. – 1967. – 47 с.

10. Структура и механические свойства малоуглеродистых нестабильных Cr-Mn-N сталей для гидротурбин / [И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонт, Т. М. Маслакова] // Энергомашиностроение. – 1969. – № 10. – С. 22–24.
11. Богачев И. Н. Гидроабразивная стойкость хромомарганцевых сталей / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, В. П. Коробейников // Энергомашиностроение. – 1967. – № 7. – С. 27–30.
12. Малинов Л. С. Кинетика образования ϵ - фазы в легированных железомарганцевых сплавах : дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Малинов Леонид Соломонович. – Свердловск, 1963. – 20 с.
13. Малинов Л. С. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомарганцевых сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонт // Физико-химическая механика материалов. – 1968. – Т. 4. – С. 691–695.
14. Богачев И. Н. Релаксация напряжений в хромомарганцевой стали 30X10Г10 / И. Н. Богачев, Б. А. Потехин // ФММ. – 1964. – Т. 18. – № 5. – С. 257–259.
15. Попов В.С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриенко. – М. : Металлургия. – 1971. – 160 с.
16. Малинов Л. С. Влияние мартенсита деформации на свойства сталей Fe-Cr- Mn / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, К. Н. Соколов // Металлы. – 1988. – № 2. – С. 78–83.
17. Малинов Л. С. Влияние кинетики мартенситного превращения на кавитационную стойкость нестабильных аустенитных сталей / Л. С. Малинов, И. Н. Богачев, Т. Д. Эйсмонт // МиТОМ. – 1971. – № 12. – С. 50–52.
18. Малинов Л. С. Оптимизация интенсивности мартенситных превращений при нагружении в хромомарганцевых сталях / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко, К. Н. Соколов и др. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1976. – № 5. – С. 143–148.
19. Богачев И. Н. Влияние предварительной пластической деформации на кинетику мартенситного превращения и механические свойства нестабильных аустенитных сталей / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонт // Изв. АН СССР. Металлы. – 1971. – № 5. – С. 168–174.
20. Малинов Л. С. Управление мартенситными превращениями при нагружении – новое направление в получении высокой прочности и пластичности сталей с нестабильным аустенитом / Л. С. Малинов, В. И. Коноп // Прогрессивные методы термической и химико-термической обработки деталей машин и инструмента: тез. докл. IV науч.-техн. конф. (г. Минск, 12–13 окт. 1977 г.). – Минск. – 1977. – С. 21–22.
21. Малинов Л. С. Регулирование мартенситного превращения при нагружении в хромомарганцевых аустенитных сталях / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко // МиТОМ. – 1978. – № 8. – С. 10–16.
22. Малинов Л. С. Холодная пластическая деформация хромомарганцевых аустенитных метастабильных сталей / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко // МиТОМ. – 1984. – №1. – С. 36–38.
23. Малинов Л. С. Упрочнение нестабильных Cr-Mn-N сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонт // Изв. АН СССР. Металлы. – 1969 – № 2. – С. – 22–24.
24. Георгиева И. Я. Высокопрочные стали с пластичностью, наведенной мартенситным превращением / И. Я. Георгиева // Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка. – М. : ВИНТИ. – 1982. – Т. 16. – С. 69–105.
25. Малинов Л. С. Получение высокой прочности и пластичности в Fe-Cr- Mn сталях с нестабильным аустенитом за счет обработок, оптимизирующих интенсивность мартенситного превращения при нагружении / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко, К. Н. Соколов // Новые стали и сплавы в машиностроении : тез. докл. Всесоюз. научн.-техн. конф. – Ижевск, 1975. – С. 31–33.
26. Малинов Л. С. Влияние старения на развитие мартенситного превращения при деформации в метастабильных аустенитных сталях / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко // Изв. АН СССР. Металлы. – 1982. – № 3. – С. 130–133.
27. Новые экономнолегированные износостойкие стали на основе Fe-Mn-V-C с регулируемой структурой / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Г. А. Чикаленко и др.] // Изв. Вузов. Черн. металлургия. – 1986. – № 6. – С. 108–112.
28. Износостойкость дисперсионно-твердеющих сталей с нестабильным аустенитом / [Л. С. Малинов, В. И. Коноп, В. Д. Панин и др.] // Прогрессивные методы сварки в тяжелом машиностроении и наплавки в черной металлургии : тез. докл. II Всесоюз. научн.-техн. конф. – Жданов, 1977. – С. 22–25.
29. Малинов Л. С. Влияние фазового состава и развития мартенситных превращений на износостойкость низкоуглеродистых марганцовистых сталей / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова // Металлы. – 1992. – № 6. – С. 62–66.
30. Износостойкие стали с метастабильным аустенитом для деталей газопромыслового оборудования / [В. Н. Виноградов, Л. С. Лившиц, С. Н. Платова и др.] // Вестник машиностроения. – 1952. – № 1. – С. 26–29.
31. Богачев И. Н. Упрочнение высокомарганцевых сталей со структурой ϵ -мартенсита при легировании и термомеханической обработке / И. Н. Богачев, М. А. Филиппов // Высокопрочные немагнитные стали. – М. : Наука. – 1978. – С. 49–56.
32. Малинов Л. С. Упрочнение экономнолегированных мартенситностареющих сталей / Л. С. Малинов, И. К. Коротич, К. Н. Соколов // Проблемы металловедения и прогрессивная технология термической обработки : тез. докл. Республиканской конференции. – Минск. – 1972. – С. 32–34.
33. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений : дисс. доктора техн. наук : 05.16.01 / Малинов Леонид Соломонович. – Екатеринбург, 1992. – 381 с.
34. Малинов Л. С. Получение в структуре сталей и чугунов метастабильного аустенита и реализация эффекта самозакалки при нагружении для использования внутренних резервов самих материалов – важное направление ресурсосбережения / Л. С. Малинов // В сб. Строительство материаловедение, машиностроение. – 2004. – Вып. 26. – Ч. 1. – Днепропетровск : РИА «Днепр-VAL». – С. 144–149.
35. Малинов Л. С. Хромомарганцевые стали переходного класса // Изв. Вузов. Черн. металлургия. – 1981. – № 4. – С. 101–103.

36. Малинов Л. С. Исследования и разработки, выполненные в Приазовском государственном техническом университете, по развитию идей И. Н. Богачева в использовании деформационных мартенситных превращений, реализующихся при нагружении / Л. С. Малинов // В сб. Проблемы повышения контактной прочности металлических сплавов. Екатеринбург : ГОУ УГТУ – УПИ № 2 (32). – 2004. – С. 89–95.
37. Малинов Л. С. Износостойкие стали и чугуны с более низким содержанием марганца, чем в стали 110Г13Л / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова // Металловедение и обработка металлов : тез. докл. науч.-техн. конф. 25–27 июня 1996 г. г. Донецк. – К., 1996. – С. 20–21.
38. Малинов Л. С. Марганецсодержащие наплавочные материалы / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Автоматическая сварка. – 2001. – № 8. – С. 34–36.
39. Новая порошковая проволока, обеспечивающая эффект деформационного упрочнения наплавленного металла при эксплуатации / [Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, Л. Н., Орлов, А. А. Голякевич] // Автоматическая сварка. – 2009. – № 5. – С. 46–48.
40. Повышение работоспособности валков пилигримовых станов наплавкой новой порошковой проволокой ПП-35-ЖН / [А. В. Ковальчук, А. И. Олдаковский, Л. С. Малинов // Сварочное производство. – 1984. – № 7. – С. 12–14.
41. Малинов В. Л. Разработка экономнолегированных наплавочных материалов для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания : дисс. ... канд. техн. наук : 05.03.06 / Малинов Владимир Леонидович. – Мариуполь, 2000. – 135 с.
42. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Малинов Л. С. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
43. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : Изд-во «Рената», 2009. – 568 с.

Одержано 16.12.2010

Малинов Л.С., Малинов В.Л. Ресурсозбереження за рахунок застосування економічнолегованих сплавів і зміцнюючих технологій, які забезпечують отримання багатозфазних метастабільних структур і управління структурними і фазовими перетвореннями (огляд)

Коротко розглянута історія появи сплавів з метастабільною структурою. Підкреслена надзвичайно важлива роль робіт в цьому напрямі І. Н. Богачева і Р. І. Мінца. Приведений ряд розробок інших авторів. Узагальнені результати досліджень в запропонованому на початку 70-х років минулого століття Л. С. Малиновим і напрямі, що реалізується авторами, по ресурсозберіганню за рахунок створення економічнолегованих сталей і чавунів, наплавлювальних матеріалів різного призначення, а також ефективних зміцнюючих технологій на основі здобуття багатозфазних метастабільних структур, що керовано самотрансформуються, в умовах навантаження при випробуваннях механічних властивостей або експлуатації.

Ключові слова: ресурсозбереження, економічнолеговані сплави, зміцнюючі технології, метастабільні багатозфазні структури, динамічні деформаційні перетворення, самозагартування, зміцнення, механічні властивості, зносостійкість.

Malinov L., Malinov V. Resource-saving at the expense of economically alloyed alloys and strengthening technologies providing reception of multiphase metastable structures and control of structural and phase transformations (review)

History of appearance of alloys with a metastable structure is briefly considered. Extremely important role of I.N. Bogachyov and R.I. Minz works in this field is underlined. A number of works of other authors is discussed. The results of researches in the early seventies of the last century by L.S. Malinov offered and realized by authors direction on resource-saving at the expense of creation economically alloyed steels and cast irons, surfacing materials of different functions, and also effective strengthening technologies on the basis of reception of the multiphase metastable controlled self-transformed structures in loading conditions at tests of mechanical properties or operation are generalized.

Key words: resource-saving, economically alloyed alloys, strengthening technologies, multiphase metastable structures, dynamic deformation transformations, self-hardening, strengthening, mechanical properties, wear resistance.