

отобранные от рабочего слоя двухслойных высокохромистых чугуновых валков. Медь входила в состав Cu-Mg лигатуры. При выполнении исследований были использованы микроструктурный, микрорентгеноспектральный, рентгеноструктурный фазовый анализы, измерение твердости, магнитный контроль напряженно-деформированного состояния по коэрцитивной силе.

Известно [2], что при переходе через точку магнитного превращения цементита, в результате самопроизвольной магнитострикции, возникают дополнительные напряжения 2-го рода, обеспечивающие высокую степень фазового наклепа остаточного аустенита, всегда имеющегося в структуре рабочего слоя двухслойных валков, которые способствуют более полному его превращению. Исходя из этого, а также с учетом того, что специальные карбиды в данных чугунах ($Me_{23}C_6$ и Me_7C_3) содержат более 40% железа, было высказано предположение, что такие карбиды могут быть магнитными, т.е. при переходе через точку их магнитного превращения могут также возникать напряжения от самопроизвольной магнитострикции. Был проведен ряд низкотемпературных термообработок, направленных на поиск оптимальных параметров для чугунов данного состава, который позволил бы в результате самопроизвольной магнитострикции специальных карбидов, в состав которых входит железо, создать дополнительные напряжения 2-го рода, обеспечивающие наиболее полный распад остаточного аустенита. Уровень напряженно-деформированного состояния в сплаве до и после обработок оценивали по коэрцитивной силе (H_C) и изменению твердости (НВ). Были получены следующие результаты:

В литом состоянии из-за расслоения аустенита выявляются существенные колебания в концентрации компонентов. Так, в зонах ликвации меди ее концентрация достигает 0,7% в аустените.

На основании экспериментальных данных были определены температуры, являющиеся точками магнитного превращения легированного цементита (t_1) и спецкарбидов, содержащих железо (t_2), для чугунов данного состава. При циклическом низкотемпературном отжиге по методике, приведенной в работе, вначале при температуре t_1 , а затем при t_2 , под действием самопроизвольной магнитострикции легированного цементита и специальных карбидов, содержащих железо, был обеспечен полный распад остаточного аустенита, что повышает термическую выносливость изделий и снижает их склонность к разрушению рабочего слоя при эксплуатации валков.

Литература:

Клочко О.Ю. Влияние низкотемпературной циклической термообработки на структурную неоднородность в массивных отливках из высокохромистого комплекснолегированного чугуна //Технічний сервіс АПК, техніка та технологія у сільськогосподарському машинобудуванні: Вісник ХНТУСГ, вип.101 – Харків. - 2010. – С.73-77.
Скобло Т.С., Воронцов Н.М., Рудюк С.И., Будагьянц Н.А., Воронина В.А. Прокатные валки из высокоуглеродистых сплавов. - М.: Металлургия, 1994, с. 168.

ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ДИ 42

Малинов Л.С., д.т.н., Харлашкин В.А.

Приазовский государственный технический университет

В настоящее время в цехе производства огнеупоров (ЦПО) и на Кондратьевском огнеупорном заводе ПАО «ММК им. Ильича» для изготовления пластин пресс-форм для прессования смолоделамитного кирпича СД 18 (380×150×125 мм) используют сталь ДИ42. В качестве стандартной термообработки для пластин на комбинате проводят закалку от 930 °С с подогревом при 650 °С с последующим охлаждением на воздухе и отпуском при 300 °С в течение 2-х часов. Структура стали после термообработки представляет собой мелкоигольчатый мартенсит отпуска и карбиды. Однако стойкость пластин недостаточна.

В результате анализа условий эксплуатации сделан вывод, что пластины выходят из строя вследствие интенсивного абразивного изнашивания, о чем свидетельствуют риски и царапины на рабочей поверхности пластины.

Предыдущими исследованиями установлено, что получение в структуре остаточного аустенита, метастабильного по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению (далее ДДМП), приводит к существенному повышению износостойкости деталей. Упрочнение происходит за счет фазового превращения метастабильного аустенита в мартенсит деформации в процессе эксплуатации, в результате чего энергия внешнего воздействия расходуется не на разрушения материала, а на само мартенситное превращение и процессы релаксации. Однако данные о влиянии остаточного аустенита на механические свойства и износостойкость стали ДИ42 в литературе отсутствуют.

Закалка с предварительной выдержкой в межкритическом интервале температур (далее МКИТ) при 820 °С осуществлялась от 930 °С, кроме этого проводилась закалка от 820 °С, охлаждение вели на спокойном воздухе. Выдержка в МКИТ вирировалась от 30 до 120 мин. Температура отпуска составила 180 °С, время выдержки 1 ч.

Проводились металлографические и дюрометрические исследования, испытания механических свойств на растяжение согласно ГОСТ 1497-84, при динамическом изгибе образцов с U-образным надрезом на маятниковом копре МК-30А (ГОСТ 9454-78). Испытание образцов на абразивное изнашивание проводилось по методу Бринелля-Хаурта, абразивом служил морской песок с размером частиц \varnothing 2-3 мм. В качестве эталона был выбран образец из стали ДИ42 после стандартной термообработки, применяемой на комбинате.

Установлено, что увеличение времени выдержки в межкритическом интервале температур приводит к повышению в структуре количества остаточного аустенита и частичной сфероидизации карбидной фазы, при этом происходит снижение твердости стали и незначительное повышение характеристик пластичности. Оптимальное количество и стабильность аустенита по отношению к ДДМП и, как следствие, достаточно высокий комплекс механических свойств обеспечивает закалка от 930 °С, 5 мин с охлаждением на воздухе после предварительной выдержки при 820 °С, 60 мин и последующий отпуск при 180 °С, 60 мин ($\sigma_{02}=1524$ МПа, $\sigma_B=2174$ МПа, $\delta=7,0$ %, $\Psi=8$ %, КСУ=0,65 МДж/м²) и в меньшей степени закалка из МКИТ от 820 °С, 120 мин и последующий отпуск при 180 °С, 60 мин ($\sigma_{02}=1304$ МПа, $\sigma_B=2102$ МПа, $\delta=5,0$ %, $\Psi=10$ %, КСУ=0,58 МДж/м²)

Влияние времени выдержки в МКИТ на абразивную износостойкость неоднозначно, однако при оптимальном количестве остаточного аустенита в структуре, которое достигается в результате закалка от 930 °С, 5 мин с охлаждением на воздухе после предварительной выдержки при 820 °С, 60 мин и последующий отпуск при 180 °С, 60 мин происходит повышение износостойкости более чем на 40 % в сравнении с эталоном.

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ПОРОШКА ГИДРИДА ТИТАНА ГУБЧАТОГО

Овчинников А.В.1, Осипенко А.В.2, Быков И.О.3, Капустян А.Е.1

1Запорожский национальный технический университет

2ГП «Запорожский титано-магниевого комбинат»

3ОАО «Мотор Сич»

Введение. Титан и сплавы на его основе с каждым годом завоевывают все больше новых рынков сбыта и областей применения (автомобилестроение, медицина, строительство, специальный армейский и спортивный инвентарь, товары широкого народного потребления), где до недавнего времени использовали другие конструкционные материалы. Увеличивается «титановая» доля и в ставших уже традиционными областях применения титановых сплавов, таких как: авиационная, космическая, химическая и судостроительная отрасли промышленности. Однако по-прежнему остаётся острой проблема трудоёмкости, энергозатратности и рентабельности производства как самого титана и его сплавов, так и полуфабрикатов, готовых изделий из него.

Наиболее рациональным, для увеличения доли потребления титана в промышленности и завоевания новых сегментов рынка, является ориентация,

при производстве титановых сплавов, на сплавы с простыми системами легирования и составом. Необходимо также использование в качестве лигатуры, при производстве титановых сплавов, не дорогих, желательных сопутствующих производству титана (примесных) легирующих элементов.

Целью данной работы являлось исследование и разработка технологии получения экономнолегированных титановых сплавов методами порошковой металлургии с использованием в качестве сырья порошков гидрида титана губчатого, различных, в зависимости от назначения, составов, с заданными, в оптимальном количестве, легирующими примесными элементами: кислородом, железом, никелем и хромом. Работа проводилась на ГП «Запорожский титано-магниевого комбинат» при участии специалистов ОАО «Мотор Сич», а также Научно-исследовательского центра «Титан Запорожье» при ЗНТУ.

Результаты исследований и их обсуждение. В настоящее время рядом научно-исследовательских и производственных организаций ведутся работы по поиску рациональных и экономичных систем легирования, составов титановых сплавов и производству новых экономнолегированных титановых сплавов, обладающих свойствами, находящимися на уровне, а в некоторых случаях превышающих свойства существующих титановых сплавов (табл. 1).

Из данных приведенных в табл. 1 видно, что легирующие элементы представленных систем титановых сплавов относятся к не дорогим и широко применяемым материалам, а также используются элементы, являющиеся примесями в сырье для производства титановых сплавов – титане губчатом.

Основываясь на полученных данных (таблица 2), сделан вывод о высоких прочностных показателях исследуемых сплавов по сравнению с аналогичными материалами, при сохранении удовлетворительных значений пластичности.

Таблица 1 – Экономнолегированные титановые сплавы

Страна	Организация	Сплав	Состав сплава
Россия	ФГУП «ВИАМ»	LOW-COST	Ti-0,50O-0,049N-1-1,5Fe
	Институт металлургии им. Байкова	AT3	Ti-3Al-1,5Cr, Fe, Si
		AT6	Ti-6Al-1,5Cr, Fe, Si
Украина	Институт металлофизики им Г.В. Курдюмова	-	TiH ₂ -6Al-4V
		-	TiH ₂ -5Al-2,5Fe
		-	TiH ₂ -8Mn
	НИЦ «Титан Запорожье» ЗНТУ		TiH ₂
			TiH ₂ -0,5O
США	TIMET	timal*62S	Ti-6Al-1,7Fe-0,1Si
		timal*LCB	Ti-1,5Al-4,5Fe-6,8Mo-0,15O
			Ti-0,2O-0,1N-0,5Fe
Япония	-	-	Ti-0,9-2,3Fe-0,05N-0,25Cr-0,25Ni
		-	